Ludwig Bauer

GUSSTECHNISCHE VERSUCHE UND OBERFLÄCHENANALYSEN AN EINER CO-CR-MO-IMPLANTATLEGIERUNG

Diss. München
1983

Digitized by the Internet Archive
in 2026

https://archive.org/details/IA41546002_0006

Aus der Klinik und Poliklinik für Kieferchirurgie
der Universität München
Direktor: Prof. Dr. Dr. D. Schlegel

GUSSTECHNISCHE VERSUCHE UND OBERFLÄCHENANALYSEN AN EINER CO-CR-MO-IMPLANTATLEGIERUNG

Inaugural-Dissertation

zur Erlangung der Doktorwürde in der Zahnheilkunde
an der Ludwig-Maximilians-Universität zu München

vorgelegt von
Ludwig Bauer
aus
Passau

München 1983

Mit Genehmigung der Medizinischen Fakultät
der Universität München

Berichterstatter: Prof. Dr. Dr. E. Dielert

Mitberichterstatter: Prof. Dr. Dr. D. Schlegel

Dekan: Prof. Dr. W. Spann

Tag der mündlichen Prüfung: 19.01.1984

DISSERTATIONS - UND FOTODRUCK FRANK GmbH
8000 München 2, Gabelsbergerstraße 15, Tel. 2809090

MEINEN ELTERN GEWIDMET

Inhaltsverzeichnis

1 Kritische Literaturübersicht
1.1 Nichtrostender Stahl
1.1.1 Die Wirkung des Kohlenstoffes und der Legierungselemente Chrom, Nickel und Molybdän in rostfreien Stählen
1.2 Kobaltbasis-Legierungen
1.2.1 Die Wirkung des Kohlenstoffes und der Legierungselemente auf Kobaltlegierungen
1.2.2 Kobaltlegierungen für medizinische Anwendungen
1.3 Titan, Zirkon, Tantal

2 Aufgabenstellung

3 Material und Methodik
3.1 Werkstoff
3.2 Untersuchungsgang
3.3 Versuchsanordnung
3.3.1 Gußvorrichtung
3.3.2 Trockenschrank und Vorwärmeofen
3.3.3 Meßsonde zur Bestimmung der Temperatur der Schmelze und der Abkühlgeschwindigkeit der Gußmuffeln
3.3.4 Vorwärmeofen für das Thermoelement EL 18 (Eigenanfertigung)
3.3.5 Linearschreiber zur Aufzeichnung der Temperatur der Muffeln während der Abkühlphase
3.3.6 Abkühlvorrichtung (Eigenanfertigung)
3.3.7 Abschrecken der Proben
3.4 Herstellung der Gußproben
3.5 Planung und Durchführung des Gußvorganges

3.5.1 Erstellung von Eichkurven zur Bestimmung der Temperatur der Schmelze in Abhängigkeit von der Aufheizzeit im Hochfrequenz-Wechselstromfeld
3.5.2 Gußbedingungen
3.5.2.1 Gußbedingungen (Vorwärmtemperatur = 1100°C)
3.5.2.2 Gußbedingungen (Abkühlbedingung allgemein 2,50 bar, H_2O/850°C)

4 Eigene metallurgische Untersuchungen
4.1 Schliffpräparation
4.2 Vorbereitende Maßnahmen
4.3 Untersuchungen mit dem Auflichtmikroskop
4.3.1 Montage der Proben auf den Objektträgern des Mikroskops
4.3.2 Kontrolle der präparierten Probenoberflächen
4.3.3 Ergebnisse: Form und flächenmäßige Verteilung der Porositäten
4.3.3.1 Fotografische Dokumentation
4.4 Untersuchung der Gußproben mit Hilfe der elektronischen Bildanalyse
4.4.1 Verfahrensweise und vorbereitende Maßnahmen
4.4.2 Ergebnisse der Bildanalyse

5 Auswertung der Ergebnisse
5.1 Auswertung des lichtmikroskopischen Teiles
5.2 Auswertung der elektronischen Bildanalyse

6 Zusammenfassung

1 Kritische Literaturübersicht

Der Begriff "Stahl" wurde in der Implantologie kontinuierlich, dem jeweiligen Stand der Metallurgie entsprechend, benutzt. Von den hoch-Kohlenstoff-haltigen, unlegierten, verunreinigten Stählen mit und ohne Eisen wechselte er bis hin zu den eisenfreien Chrom- und Chrom-Nickel-Stählen.

Im Gegensatz hierzu ist die Orientierung heute relativ leicht, da - obwohl international nicht einheitlich - Körperschaften aller technologisch fortgeschrittenen Länder Spezifikationen bezüglich chemischer Zusammensetzung, Wärmebehandlung und mechanischer Eigenschaften von Legierungen für Sonderanwendungen publizieren. Diese sind jedoch miteinander vergleichbar.

In Deutschland werden bis heute die einzelnen Stähle nach DIN-Entwurf 17006 (1.10.1949) und durch die Werkstoffnummern des "Vereins Deutscher Eisenhüttenleute" (VDEh) in der "Stahleinsatzliste" festgelegt. Zum Beispiel "für den längeren oder gar dauernden Verbleib im Körper" die Stähle mit den Werkstoffnummern 1.4401 (DIN-Stahl-Formel: X5CrNiMo 18/10) und 1.4436 (DIN-Stahl-Formel: X5CrNiMo 18/12) (Tab. 1), sowie die Gußlegierung 2.4520 (DIN-Formel: CoCr28 Mo) und das "Vitallium" als entsprechender amerikanischer Werkstoff.

Die DIN-Bezeichnung gibt hier das direkte Chrom-Nickel-Verhältnis an und symbolisiert die wichtigsten, dem Eisen zulegierten Metalle. Das vorangestellte X bedeutet den Fortfall eines Multiplikationsfaktors für die Legierungselemente. Die erste Zahl der Formel gibt den Kohlenstoffgehalt in 1/100 % an. Es folgen die Symbole

für Chrom, Nickel und Molybdän. Die Zahlen 18/10 bzw. 18/12 bezeichnen die Gewichtsprozente von Chrom und Nickel. Der Molybdänanteil muß bei V4A-Stählen (Krupp-Bezeichnung) 2-2,5 % und bei V44A-Stählen 2,5-3 % betragen (Tab. 1).

Die USA benennen ihre Stähle nach AISI (American Iron and Steel Institute), England nach BS (British Standard), Frankreich nach AFNOR, Schweden nach SIS und Japan nach JIS.

1.1 Nichtrostender Stahl

"Stahl im einfachsten Sinn ist eine Lösung von C und Fe" (LAING 1959).

Zu Beginn dieses Jahrhunderts machten unabhängig voneinander Wissenschaftler der Chemisch-Physikalischen Versuchsanstalt der Krupp Werke und der englische Forscher BREARLY die Erfahrung, daß hochlegierte Chrom- und Chrom-Nickel-Stähle sehr korrosionsbeständig sind. 1919 bekam die Firma Krupp die Patente für die "Herstellung von künstlichen Ersatzteilen für das Innere des menschlichen oder tierischen Körpers, insbesondere Ersatzkauwerkzeuge aus nichtrostendem Stahl" (KRUPP) und die "Herstellung von Nadeln für ärztliche, insbesondere zahnärztliche Zwecke aus nicht-rostendem Stahl" (KRUPP). Über viele Jahre war der V2A-Stahl von Krupp in Deutschland das beherrschende Material in der Knochenchirurgie. Heute werden zur Osteosynthese korrosionsbeständigere Stähle angewendet. "Nichtrostende Stähle sind Stahllegierungen, die der Zerstörung von der Oberfläche her unter bestimmten

Bedingungen hohen Widerstand entgegensetzen oder sie gar vermeidbar machen. Sie sind rostträge oder sogar rost- und säurebeständig" (KRUPP). "Ihre Korrosionswiderstandsfähigkeit verdanken sie dem Zusatz von verschiedenen Elementen, von denen jedes einzelne bestimmte Eigenschaften auf das Eisen überträgt" (LAING 1959).

1.1.1 Die Wirkung des Kohlenstoffes und der Legierungselemente Chrom, Nickel und Molybdän in rostfreien Stählen

Legierungen des Eisens mit anderen Metallen, wie z.B. Chrom, Nickel usw., bei einem Kohlenstoffgehalt unter 0,6 % gelten als Edelstähle.

Der Kohlenstoff erhöht die Festigkeit des Chrom-Nickel-Stahls, verringert aber gleichzeitig seine Widerstandsfähigkeit gegenüber interkristalliner Korrosion, d.h. "Korrosion entlang der Korngrenze"(DIN 50 900). "Stähle mit einem C-Gehalt von weniger als 0,07 % bis 0,03 % sind kornzerfallbeständig" (DEW, TOFAUTE, RAPATZ 1962). Sie werden auch als ELC-Stähle (extra-low-carbon-Stähle) bezeichnet.

Bei einem Legierungsanteil des Chroms von mindestens 12 % bildet der Chromanteil einer Legierung durch Oxidation eine stabile geschlossene Passivschicht. Erst hierdurch wird die Legierung korrosionsresistent (DEW, KRUPP, UHLIG und MEARS, TOFAUTE, WINKLER u.a.).

Nickel stabilisiert in Chromstählen das austenitische Gefüge. Bei einem Legierungsanteil von über 10 % bleibt die austenitische Struktur auch bei Raumtemperatur stabil. Chrom und Nickel gehen in Lösung und bilden in

einem bestimmten Verhältnis die für das austenitische Gefüge typischen Mischkristalle. Sie sind erheblich korrosionsstabiler als die rein ferritischen Kristalle chromlegierter Stähle (WRIGHT und AXON 1956).

Molybdän erhöht zusätzlich die Passivierbarkeit des Chrom-Nickel-Stahles, indem es vor allem dem Angriff der Cl-Ionen und der organischen Säuren in Körperflüssigkeiten entgegenwirkt (SCALES und Mitarb. 1959, 1961).

Austenitische Stähle mit einem höheren Molybdänzusatz (Typ V4A) haben sich überlegen gezeigt und sollten nieder- oder nicht-Molybdän-legierten Stählen vorgezogen werden (STÖR, CAPENER, SCALES, WINTER und SHIRLEY, VENABLE und STUCK 1948, u.a.). Die Arbeitsgemeinschaft für Osteosynthesefragen erzielt mit dem Stahltyp AISI 316 zufriedenstellende Ergebnisse (Tab. 1).

Die Implantation eines Stahles sollte jedoch grundsätzlich nur befristet vorgenommen werden (STRAUMANN und STEINMANN, LAING 1959, RUNNE und MORITZ u.a.).

Werkstoff-nummer	Bezeichnung nach DIN 170006	C	Cr	Ni	Mo	DEW	KRUPP	AISI	Bs	Avesta (Schweden)
4401	X5 CrNiMo 18/10	0,06	17,5	11,5	2,3	1880 SSW	V4A supra	316	FMB (En.58J)	832 SV
4404	X2 CrNiMo 18/10	0,03	17,5	12,0	2,3	1880 SSEW	V4A supra NK	316L		
4436	X5 CrNiMo 18/12	0,06	17,5	13,0	2,8	1810 SSW	V44A supra	316		832 SK
4435	X2 CrNiMo 18/12	0,03	17,5	14,0	2,8	1810 SSEW	V44A SNK	316L		

Tab. 1:

Chemische Zusammensetzung austenitischer, nichtrostender Stähle für medizinische Implantate

1.2 Kobaltbasis-Legierungen

Um 1930 wurde in den Austienal-Laboratorien in New York das "Vitallium" entwickelt. In den USA führt diese Kobaltlegierung die Bezeichnungen cast-vitallium, Stellite 21, Vinertia, Zimmalloy (LAING 1959). Die deutsche Kurzbezeichnung lautet CoCr28 Mo, die Werkstoffnummer 2.4520. Diese Legierung enthält 0,3-0,5 % C, 1,0 % Si, 1,0 % Mn, 26-30 % Cr, 4,5 % Mo, Rest Co, und wird in der Stahleinsatzliste für die Herstellung von Zahnprothesen und Knochennägeln empfohlen.

1.2.1 Die Wirkung des Kohlenstoffes und der Legierungselemente auf Kobaltlegierungen

Die Kobaltbasis-Legierungen sind gegenüber allen Arten der örtlichen Korrosion widerstandsfähiger als Cr-Ni-Mo-Stähle (SCALES und Mitarb. 1959, COHEN 1962). Kohlenstoff, ein Legierungselement bis zu 0,35 Gew.%, scheidet sich als Chromkarbid an den Korngrenzen primär ab. Hieraus resultiert eine Steigerung der Härte der Legierung.

Ein Siliziumanteil bis zu 1,0 % fördert die Materialfestigkeit; geringe Mangananteile erhöhen die Dehnung und wirken der Oxidbildung entgegen.

Chrom und Molybdän (Tab. 2) sind entscheidend für die günstige Korrosionsresistenz im passiven Zustand. Molybdänanteile von 5-7 % stabilisieren das Gefüge bei unterschiedlichen Gußbedingungen. Durch den hohen Schmelzpunkt dieses Elementes werden in großem Maße Kristallisationskeime angeboten. Dies fördert die Ausbildung einer feinkörnigen Struktur.

Kobalt, das Basismetall dieser praktisch eisenfreien Legierungen ist gegen Sauerstoff relativ unempfindlich und edler als Eisen. Hieraus resultiert selbst im aktiven Zustand eine Überlegenheit gegenüber den chemisch beständigen Stählen.

Nach SCALES, WINTER und SHIRLEY verdient das "Vitallium" (hier benannt als Vertreter der Kobaltbasis-Legierungen), besonders bei permanenter Implantation, den Vorzug gegenüber den Edelstählen.

1.2.2 Kobaltlegierungen für medizinische Anwendungen

Heute werden von verschiedenen internationalen Herstellern entsprechende Legierungen angeboten (siehe Tab. 2).

	Chemische Zusammensetzung in Gew.%								
Bezeichnung	Co	Cr	Ni	Mo	C	Si	Mn	Fe	Sonstige
Wironium	64,00	28,00	-	6,00	-	1,00	1,00	-	
Wironit	66,00	27,00	-	5,00	-	1,00	1,00	-	P 0,009
Frankobal S	62,67	27,33	2,04	5,56	0,26	0,77	0,77	0,58	P 0,007
Nobilium	65,00	28,00	0,10	5,00	0,40	0,05	0,10	0,50	
Vitallium	62,50	30,80	-	5,10	0,40	0,30	0,50	0,70	
Wisil	66,20	27,00	-	4,50	0,35	0,40	1,00	0,50	
Remanium GM 380	63,10	30,00	-	4,50	0,60	0,50	0,30	1,00	

Tab. 2:

Chemische Zusammensetzung der Kobaltbasis-Gußlegierungen für medizinische Implantate

Entsprechend der ASTM-Norm F54-T ist bestimmten Legierungen zur Herstellung von Allenthesen der Vorzug zu geben (Tab. 3).

Im Gegensatz zu den Cr-Ni-Mo-Stählen werden diese Legierungen meist im Gußverfahren verarbeitet. Die außerordentliche Leichtflüssigkeit dieser Werkstoffgruppe mit kubisch-flächenzentrierter Struktur, erlaubt in Verbindung mit der Gußtechnik die Herstellung von Implantaten mit einer Maßhaltigkeit von $\pm$ 0,05 mm (SWANSON und FREEMAN 1977). Die Festigkeit dieser Legierungen entspricht etwa der der rostfreien Stähle (LAING 1959).

1.3 Titan, Zirkon, Tantal

Titan und Zirkon zählen ebenso wie Tantal zu den in hohem Maße korrosionsbeständigen Allenthesenmaterialien. Jedoch können bei diesen Metallen die mechanischen Festigkeitswerte nicht in allen Belangen als zufriedenstellend bezeichnet werden (LAING 1959). Ferner stellt, unter dem Gesichtspunkt der Wirtschaftlichkeit, der hohe Preis dieser Rohmaterialien einen gravierenden Nachteil dar.

Durch legierungstechnische Maßnahmen wird versucht, die Festigkeitswerte zu verbessern, was jedoch mit einer Verschlechterung der Korrosionseigenschaften verknüpft sein dürfte. Legiertes Tantal zeichnet sich durch hohe Duktilität aus und findet dementsprechend heute vor allem bei der Herstellung von feinen Drahtmaterialien Verwendung.

Chemische Zusammensetzung in Gew.%

	Cr	Mo	Ni	Fe	C	Si	Mn	Co
ASTM-Norm F54-T	27,0-30,0	5,0-7,0	2,5 max.	0,75 max.	0,35 max.	1,0 max.	1,0 max.	Rest

Tab. 3:

Spezifikation nach ASTM-Norm F54-T (American Society for Testing and Materials) für chirurgische Implantate aus Kobalt-Chrom-Molybdän-Gußlegierungen

2. Aufgabenstellung

Trotz intensiver Bemühungen ist es bisher nicht gelungen, metallische Werkstoffe zu entwickeln, die auch nach Formgebung und Oberflächenbearbeitung eine, immer den Anforderungen entsprechende, Korrosionsresistenz aufweisen. Ein besonderer Problempunkt ist in der Verformung von vorgefertigten Teilen zum Zweck der Adaption und den damit verbundenen Oberflächen- und Strukturverschlechterungen zu sehen. Die hieraus entstehenden Schwierigkeiten stellen sich dar in Form zerstörter Passivschichten, daraus resultierender Lochfraßkorrosion, eventuell damit verbundenen Materialbrüchen und dem weiten Bereich unerwünschter Gewebereaktionen. (FRANK, ZITTER 1971, RAPATZ 1962, TOFAUTE 1962, DIELERT 1981)

Es erscheint somit vorteilhafter, individuell und komplex geformte Implantate nicht intra operationem durch Individualisierung aus industriell-präformativ gefertigten Teilen zu erstellen, sondern schon vor der im allgemeinen notwendigen Vergütung durch Homogenisieren gewissermaßen "maßzufertigen". Da eine dem Guß vergleichbare Maßhaltigkeit und Modelltreue beim Schmieden nicht mit vertretbarem Kosten- und Zeitaufwand vereinbar sind, bietet sich, vereint mit schonender Behandlung der Gußlegierung, der Hochfrequenz-Schleuderguß an:

"Der Vergleich ... zeigt bei gleicher Vergrößerung die deutlich unterschiedlichen Korngrößen in 2 Implantaten" (industriell gefertigter Feinguß im Vergleich zum Rotationsschleuderguß; Anmerkung des Verfassers). "Aber auch innerhalb einer Probe weisen sie Differenzen auf" (industriell gefertigte Implantate). "Auf beiden Gefügebildern zeigen sich im Bereich der größten Porositätenanhäufung teilweise nicht angeätzte Korngrenzen. Das deutet auf unterschiedliche Wärmebehandlung oder Abkühlbedingungen hin ..."

Insbesondere im Hinblick auf die Korrosionsresistenz der Implantate wäre ein homogen kristallisiertes, gleichmäßig feinkörniges Gefüge ohne Gußstrukturreste und Porositäten wünschenswert" (DIELERT 1981).

"Die Häufigkeit von Schwindungslunkern und unterschiedliche Korngrenzen" (bei den von der Industrie angelieferten, im Feingußverfahren hergestellten Implantaten) "weisen jedoch darauf hin, daß sich durch geeignete Wärmebehandlung, Gußtechnik und Abkühlbedingungen bessere Ergebnisse erzielen lassen dürften" (DIELERT 1981).

FRANK und ZITTER wiesen 1971 nach, daß jeder Korrosionsvorgang in jedem Falle von der Oberfläche des Implantates ausgeht, die mit der umgebenden Gewebsflüssigkeit in Berührung steht. In vielen Fällen verläuft der Korrosionsangriff jedoch nicht gleichmäßig, sondern nur an bestimmten Stellen des Implantates. Eine solche örtliche Korrosion hat für das umgebende Gewebe meist geringere, für das Implantat selbst aber oft schwerwiegendere Folgen als ein ebenmäßiger Angriff (FRANK und ZITTER 1971).

Alle Formen von Porositäten, die Häufigkeit von Schwindungslunkern und die unterschiedlichen Korngrößen bei der Herstellung von Implantaten sollen vermieden werden, weil alle diese Punkte zu einer Aufhebung der elektrogenetischen Stabilität, und damit zu Orten verstärkter Korrosionsanfälligkeit führen (DIELERT 1981, 1983).

Die Aufgabe dieser Arbeit bestand somit darin, nach einem Schmelzumformverfahren zu suchen, das eine bessere Qualität der Gußobjekte garantiert, als der industriell bisher angewendete "Feinguß". Hierzu sollten Gußmodalitäten erarbeitet werden, die der Erzielung oberflächlich porenarmer, homogener, feinkörniger und damit hochkorrosionsbeständiger Implantate dienen.

3 Material und Methodik

Zu den korrosionsbeständigsten Werkstoffen, die gleichzeitig genügende mechanische Festigkeitswerte aufweisen, zählen heute in der Knochenchirurgie die Kobaltbasis-Legierungen.

3.1 Werkstoff

Hergestellt wurden die Gußobjekte aus Wironium^{R}, einer CoCrMo-Legierung, die in allen Kriterien der Zusammensetzung den Ansprüchen der ASTM-Norm F54-T entspricht (Tab. 4).

Diese Legierung entspricht der Klassifikation nach DIN CoCr28 Mo und trägt die Werkstoffnummer VDEh (Verein Deutscher Eisenhüttenleute) 2.4520.

3.2 Untersuchungsgang

"... Ein etwas feinkörnigeres Gefüge wäre erwünscht. Dies läßt sich über die Höhe der Gießtemperatur und die Abkühlbedingungen erreichen. Allgemein gilt, je höher die Überhitzung und je langsamer die Abkühlung, desto gröber das Korn" (DIELERT 1981).

Dementsprechend wurde folgender Untersuchungsgang gewählt:

1) Änderung der Temperatur der Schmelze zum Zeitpunkt des Gusses.

2) Unterschiedliche Abkühlbedingungen der gleichartig gegossenen Gußmuffeln.

3) Variation der Vorwärmtemperatur und der Temperatur der Schmelze bei gleichbleibender Abkühlbedingung.

ASTM-Norm F54-T

Cr	Mo	Ni	Fe	C	Si	Mn	Co
27,0-30,0	5,0-7,0	2,5 max.	0,75 max.	0,35 max.	1,0 max.	1,0 max.	Rest

Chemische Zusammensetzung in Gew.%

Wironium^{R}

Cr	Mo	Ni	Fe	C	Si	Mn	Co
28,0	6,0	-	-	-	1,0	1,0	64,0

Chemische Zusammensetzung in Gew.%

Tab. 4:
Vergleich der chemischen Zusammensetzung (in Gew.%) von Wironium^{R}
mit der ASTM-Norm F54-T

3.3 Versuchsanordnung

Eine maßgebliche Voraussetzung für die Reproduzierbarkeit der Ergebnisse ist eine genau festgelegte Versuchsanordnung.

3.3.1 Gußvorrichtung

Elektronische Schmelzapparatur Mod.61/A der Firma
ASEG Galloni
elektrische Leistung 5 kVA
Generatorfrequenz 1,2-1,5 MHz
Induktionsspule wassergekühlt
Schutzgasdurchfluß 1-1,5 l/min
Schutzgas: Argon
Durch ein hinter dem Tiegel bis über seinen Rand ragendes Rohr wird Argon als Schutzgas über die schmelzende Legierung geblasen. Im Versuch eingestellte Durchflußmenge 1,5 l/min.

Laut Empfehlung des Herstellers wurde ein Voltmeter zur Kontrolle einer einheitlichen Versorgungsspannung beim Schmelzen installiert.

Das an der Hochfrequenz-Gußapparatur angebaute photoelektrische Pyrometer erwies sich als unzulänglich. Bei Voruntersuchungen löste die Automatik, bei gleicher vorgegebener Empfindlichkeitseinstellung, die Schleuder sowohl bei Temperaturen unter dem Liquiduspunkt als auch bei Temperaturen bis zu 300°C über Liquidus aus.

3.3.2 Trockenschrank und Vorwärmeofen (handelsübliche Geräte der Dentalindustrie)

Trockenschrank Typ: MIHM-Vogt & Co., Typ TS
Vorwärmeofen Typ: MIHM-Vogt & Co., Typ GLD
Die Temperaturmessung erfolgte bei beiden über serienmäßig eingebaute Thermometer.

3.3.3 Meßsonde zur Bestimmung der Temperatur der Schmelze und der Abkühlgeschwindigkeit der Gußmuffeln

Verwendung fand ein PtRh-Pt-Thermoelement, Typ EL 18 der Firma Heraeus, ein ovaler Keramikstab, größter Durchmesser 5 mm, mit zwei in Längsrichtung parallel angeordneten Kanälen zur isolierten Aufnahme der beiden Meßdrähte (1x Platin-Rhodium, 1x Platin). Diese treten an die Spitze der Sonde aus der Isolierung aus und sind durch Lichtbogenschweißung kugelförmig miteinander verschmolzen.

In der Kontaktzone der beiden Elementkomponenten wird mit steigender Temperatur ein Strom zunehmender Spannung erzeugt. Durch Verwendung einer geeigneten Linearisierungselektronik läßt sich durch einfache Faktorumrechnung die gemessene Temperatur ermitteln. Im speziellen Fall wurde zu diesem Zweck ein digitales Anzeigegerät der Firma Philips, das über eine eingebaute, elektrisch auf konstante Temperatur geheizte Vergleichsstelle die gemessene Wärme direkt in °C anzeigte, verwendet (Spezialanfertigung der Bundeswehrhochschule in Neubiberg, München). Um Kosten zu sparen, war das Anzeigegerät über eine passende Ausgleichsleitung mit den Drähten des Thermoelementes verbunden. Da diese Leitung bis etwa 280°C gleiches

Verhalten wie die Elementmaterialien aufweist, und durch gegengesetzte Polung an den Klemmstellen die Wirkung von weiteren Thermoelementen umgangen wurde, konnte bei den Versuchen die Temperatur direkt abgelesen werden. Ein in das Meßgerät eingebauter Linearisierungszusatz ermöglichte die unmittelbare Ansteuerung eines Linearschreibers.

Da sich bei der nachfolgend geschilderten Eichung der Schmelzapparatur durch Kontakt des flüssigen Metalls mit der blanken Oberfläche der Thermoelementspitze zwangsläufig ein Kurzschluß ergeben hätte, mußten die verschmolzenen Drahtelemente durch Einbettung in eine feuerfeste Masse (beim Versuch wurde Modellguß-Einbettmasse verwendet) geschützt werden. Die Schichtdicke wurde so gering gehalten, daß eine ungleichmäßige Durchwärmung auszuschließen war.

3.3.4 Vorwärmofen für das Thermoelement EL 18 (Eigenanfertigung) (Abb. 1)

Die Messung der Abkühlgeschwindigkeit der Gußmuffeln wurde ebenso mit dem Thermoelement EL 18 durchgeführt. Um die Differenz zwischen zu messender Muffeltemperatur und momentaner Temperatur der Meßsonde (z.B. Raumtemperatur) möglichst klein zu halten, wurde der Temperaturfühler in einem speziell dafür angefertigten Röhrenofen vorgeheizt. Dieser ermöglichte durch gestaffelte Wicklungsdichte die Wahl unterschiedlicher Wärmezonen (ca. 600°C-900°C). Durch diese Maßnahme war es möglich, die Ansprechzeit der Temperaturmeßvorrichtung auf ein Minimum zu reduzieren.

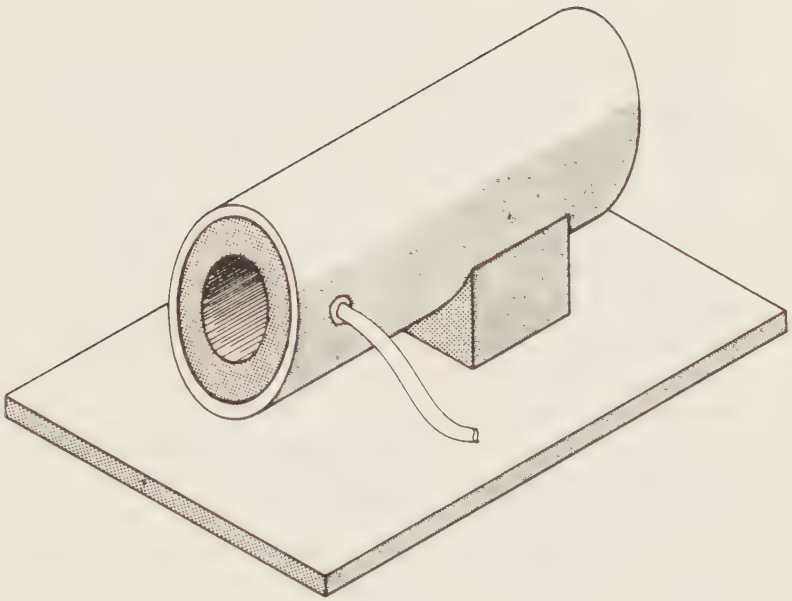


Abb. 1 Darstellung des Röhrenofens zur Aufheizung des Thermoelementes EL 18

3.3.5 Linearschreiber zur Aufzeichnung der Temperatur der Muffeln während der Abkühlphase

Verwendung fand ein Linearschreiber der Firma Philips, Typ PM 8222. Dieser gab die Temperatur nicht direkt wieder, sondern registrierte die vom Thermoelement erzeugte Spannung. (Die Umrechnungstabelle für das Thermoelement EL 18 von der Firma Heraeus erlaubt die Bestimmung der Temperatur in Grad Celsius.)

3.3.6 Abkühlvorrichtung (Eigenanfertigung)

Zur beschleunigten Abkühlung der Gußformen im Preßluftstrom unterschiedlicher Strömungsgeschwindigkeit wurde ein Druckluftgebläse-Ring entsprechend Abb. 2 angefertigt. Dessen Form war derart gewählt, daß sich zur hineingestellten Muffel nur ein geringfügiger Spalt ergab. Durch diese Maßnahme war eine reproduzierbare Position der Gußmuffel gewährleistet. Als feuerfeste Unterlage fand eine Schamotteplatte Verwendung. Die Strömungsgeschwindigkeit der Kühlluft wurde, um unnötigen meßtechnischen Aufwand zu vermeiden, über den Speisedruck der Abkühlvorrichtung in Kombination mit planmäßig exakter Festlegung ihrer fertigungstechnischen Abmessungen definiert. Zur Einstellung des Versorgungsdruckes kam ein handelsüblicher Preßluftregler zum Einsatz, der unmittelbar am Anschlußstutzen des Kühlringes montiert wurde, um Strömungswiderstände in der Versorgungsleitung meßtechnisch auszuklammern. Der Versorgungsdruck der Kompressoranlage lag weit über dem Einspeisewert. Schaltintervallbedingte Einflüsse bezüglich der ausströmenden Luftmenge pro Zeit waren auf diese Weise ausgeschlossen.

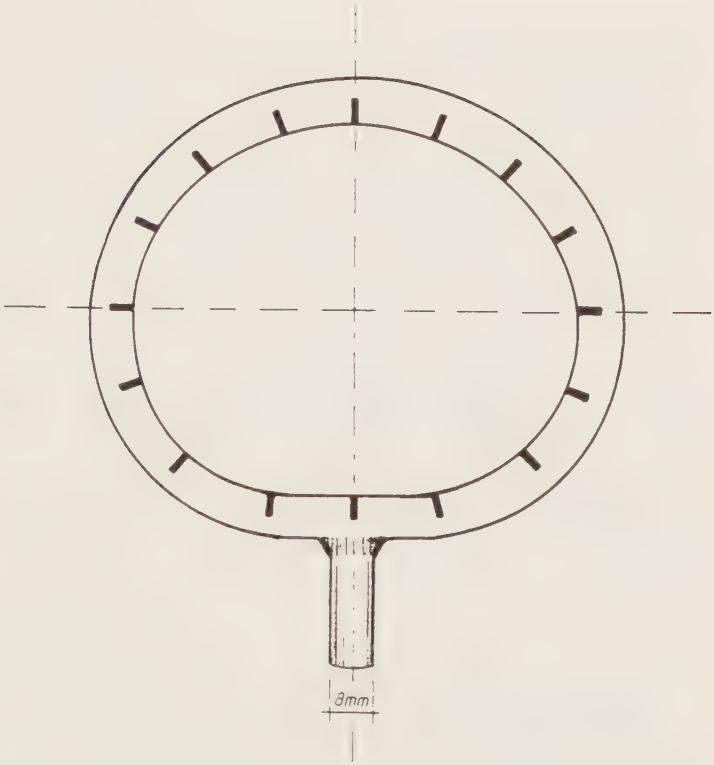


Abb. 2 Maßstabsgerechte Darstellung des Kühlringes im Verhältnis 1:1
(16 Schlitze von waagrecht innen bis vertikal nach oben)

Die angegebenen Werte (1,25 bar und 2,50 bar) zur Festlegung der äußeren Abkühlbeschleunigung geben den strömungstechnisch bedingten Staudruck der Vorrichtung an.

3.3.7 Abschrecken der Proben

Das Abschrecken der Proben erfolgte in einem wassergefüllten Steinbecken (Volumen 60 x 40 x 30 cm; dementsprechend geringer Aufheizeffekt). Durch permanenten Wasserfluß wurde eine gleichbleibende Temperatur von 12°C-13°C erzielt.

3.4 Herstellung der Gußproben

Die in der Zahntechnik übliche "lost-wax-Technik" ("Gußtechnik der verlorenen Form") bietet sich zur Herstellung gegossener Allenthesenwerkstücke an. Ein individuell geformter Primärkörper aus rückstandslos verbrennbarem Material (Gußwachse, diverse Kunststoffe; reine Kohlenwasserstoffe) dient hierbei als Einbettobjekt zur Fertigung einer feuerfesten Gußform.

Die Modelle für die zu untersuchenden Gußstücke wurden aus 1 mm dicker Polyäthylenfolie in der Größe 20 mm x 10 mm ausgeschnitten. Mit besonderer Sorgfalt war auf exakt gleiche Abmessungen zu achten, um Einflüsse beim Gießen durch unterschiedliche Volumina auszuschließen. Da im Rahmen der Erstarrungskontraktion bei Gußobjekten mit Lunkerbildung zu rechnen ist, wurde der Gußkanal so dick gewählt, daß eine Nachspeisung mit noch flüssiger Schmelze zum Ausgleich der Volumendifferenz sichergestellt war. Die Formgebung des 4 mm starken zylindrischen Gußwachsdrahtes erfolgte derart, daß ein Ausfließen der Gußhohlform

mit geringstmöglichem Strömungswiderstand unter Erzielung einer maximalen Drucksäule verflüssigten Metalls gewährleistet war. Das Einströmen der Schmelze erfolgte beim Guß in der Diagonalen der Platine.

Zur Sicherstellung einer präzisen Wiedergabe der Oberfläche des Primärkörpers durch die Einbettmasse fand die vom Hersteller der Gußlegierung angebotene Feineinbettmasse mit Netzmittelzusatz Verwendung.

Lage und Anordnung von Platinen und Gußkanal in der Muffel sind aus Abb. 3 und Abb. 4 ersichtlich.

Der flächenhafte Abstand der 3 Platinen zu jener Oberfläche der Gußmuffel, die beim Schleuderguß der anströmenden Luft ausgesetzt ist, betrug einheitlich 10 mm. Der oberste Punkt der Gußobjekte war ca. 4 mm von der oberen Muffelfläche entfernt. Zusätzlich wurde durch Einbetten eines zylindrischen Wachsdrahtes (Ø 7 mm) im gleichen Abstand von der Oberfläche ein Schacht zur Aufnahme der Temperaturmeßsonde geschaffen.

Diese Anordnung gewährleistet eine rasche, gerichtete, exogene Erstarrung mit Verlauf in Richtung thermisches Zentrum. Hierbei erstarren die Bereiche Gußobjekt, Gußkanal, Gußkegel in genannter Reihenfolge.

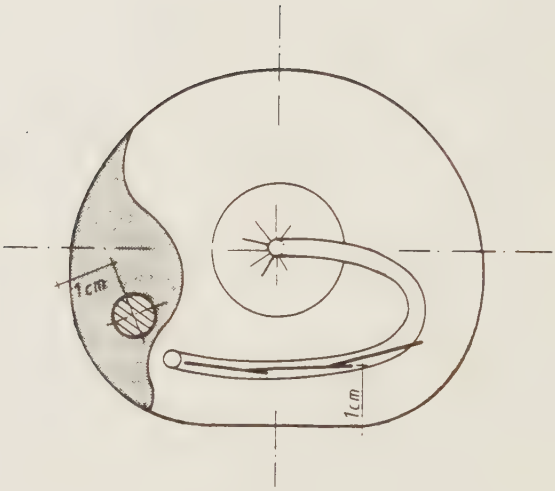


Abb. 3 Horizontaler Schnitt durch die Gußmuffel;
Anordnung des Gußkanals (Ø 4 mm)
Lage der Platinen zur Wandung der Gußmuffel
(Abstand 1 cm)
Lage des Schachtes zum Einbringen des
Thermofühlers

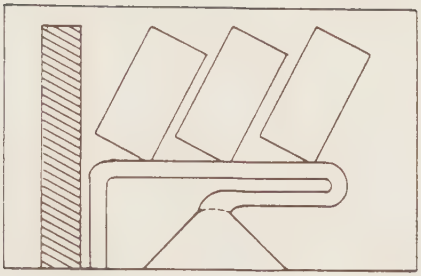


Abb. 4 Darstellung der Platinenanordnung am Gußkanal in Seitenansicht

Da auf Grund dieser Maßnahme alle Prüfkörper außerhalb des Wärmezentrums der Gußform erstarren, ist eine Schmelzreserve für die zuerst erstarrenden Objekte gesichert.

Das Einbetten der Platinen erfolgte mit Plastikmanschetten unter Verwendung von "Gußtrichterformern mit Reservoir" (Firma Bego).

Da der Schmelzpunkt der Implantatlegierung bei 1350°C liegt und die Erstarrungs-, Abkühlungskontraktion 2,4 Volumen% (DIELERT 1981) beträgt, muß eine ausreichend feuerfeste Einbettmasse mit einer entsprechenden thermischen Expansion (Kompensation) gewählt werden.

Nach dem Erstarren der Äthyl-Silikat-Einbettmasse wurde der Muffelformer (Küvette) entfernt, um zu gewährleisten, daß sie während des Aushärtens und Vorwärmens ungehindert expandieren kann (EICHNER 1974).

Nach dem vollständigen Abbinden und Vortrocknen (ca. 1 Stunde) bei Raumtemperatur wurden die Einbettmassemodelle für 60 Minuten zum Austrocknen und Austreiben der Wachsanteile in einen auf 250°C aufgeheizten Trockenschrank gestellt. Nach anschließendem Umsetzen in den Vorwärmeofen wurde mit einer Steigerung von 5°C/min (FUCHS 1981, Vortrag von ZM PFANNENSTIEL 1982) bis auf 1100°C vorgewärmt, bei den Proben 21 bis 32 die Vorwärmtemperatur zwischen 800°C und 1050°C variiert.

Der Guß der Prüfkörper erfolgte nach der Inducast-Methode mit einer elektronischen Hochfrequenzschleuder unter Schutzgasatmosphäre (Argon). Bei dieser Hochfrequenz-Schleudereinrichtung wird die zum Verflüssigen des Metalls notwendige Wärme direkt im Gußmetall selbst erzeugt. Durch einen Hochfrequenzstrom (Wechselstrom mit hoher Schwingungszahl) wird in dem in einem Tiegel liegenden Schmelzgut induktiv ein ebenfalls ständig die Richtung wechselnder Strom (Wirbelstrom) erzeugt. Durch seinen elektrischen Widerstand erhitzt sich das Metall sehr schnell und gleichmäßig. Die auftretenden Wirbelströme führen zu einer innigen Durchmischung der Schmelze. Nach Erreichen der (über die Zeit vorgewählten) Temperatur wird die Zentrifuge in Bewegung gesetzt.

Das Schutzgas Argon wurde, mit Hilfe eines Durchfluß-messers geregelt, bei niedrigem Druck in einer Menge von 1,5 Liter pro Minute über die schmelzende Legierung geführt. Im Gegensatz zur Schmelzung mit Lichtbogen oder Sauerstoffgebläse bietet dieses Verfahren ideale Sicherung gegen Oxidation, Aufkohlung und Verschmutzung. Damit können die einwandfreien metallurgischen und mechanischen Eigenschaften der CoCrMo-Ausgangsle-gierung erhalten bleiben.

Nach dem Guß erfolgte die Abkühlung der Muffeln unter

a) Konvektion
b) Preßluftstrom 1,25 bar
c) Preßluftstrom 2,50 bar
d) Preßluftstrom 2,50 bar bis 850°C,
   dann Abschrecken im Wasserbad.

Die Gußformen wurden jeweils 25 Sekunden nach Auslösen der Schleudervorrichtung den zugedachten Abkühlbe-dingungen ausgesetzt.

Dem Ausbetten schloß sich die Säuberung der Objekte mittels Sandstrahlgebläse an. Das Abtrennen der Guß-stifte mit Handstück und Spezialtrennscheiben erfolgte unter ständiger Wasserspraykühlung, um Gefügeänderungen durch Wärmeeinfluß auszuschließen. Es folgte das Be-arbeiten der Proben mit Siliziumkarbid-Papier, sowie die Vor- und Feinpolitur.

3.5 Planung und Durchführung des Gußvorganges

Da sich die serienmäßig installierte fotoelektrische Auslösevorrichtung der Hochfrequenzschleuder, auf Grund starker Abweichungen vom eingestellten Auslösepunkt, als unzureichend exakt erwies, galt es zur Gewährleistung der Reproduzierbarkeit eine universelle nicht Gerätetyp-gebundene Festlegung des Aufschmelzvorganges zu finden.

Die Steuerung des Gußvorganges durch Temperaturmessung mit Hilfe eines Thermoelementes in der Schmelze erschien auf Grund folgender Problematik als nicht praktikabel:

a) die Ableitung der Meßwerte vom rotierenden Teil der Schleuder gefährdet die Meßsonde (Zentrifugalbelastung;

b) Schleifkontakte bringen Probleme bezüglich der Kontinuität der Datenübermittlung;

c) drahtlose Informationsübermittlung scheidet aus, da dieses in unmittelbarer Nähe eines Hochfrequenzfeldes mit ca. 5 kVA nicht mit vertretbarem Aufwand möglich ist;

d) ein fest angebrachtes Thermoelement im Schmelztiegel stellt im Moment des Gusses ein unerwünschtes Strömungshindernis dar und gefährdet somit das Gußergebnis;

e) die zurückbleibenden Schlackenreste würden Thermoelement und Tiegel miteinander verbacken. Eine vollständige Reinigung wäre ohne Zerstörung des Fühlers nicht möglich; dies hätte Verunreinigungen bei den nachfolgenden Güssen zur Folge.

Im Rahmen diverser Vorversuche ergab sich als Lösung des Problems:

Bei mehrfachem Aufschmelzen gleicher Mengen frischen Metalls fiel die zeitliche Gleichförmigkeit dieses Vorganges auf. Deshalb wurden wiederholt, unter Zuhilfenahme der Temperaturmeßvorrichtung und des Linearschreibers, Aufheizdiagramme erstellt.

Die nur geringfügig abweichenden Kurvenverläufe machten die rechnerische Konstruktion einer Eichkurve durch Mittelwertbildung möglich. Somit war der Weg eröffnet, über die Messung der Einwirkzeit des Hochfrequenzfeldes eine Aussage über die momentan im Schmelzgut anzunehmende Temperatur machen zu können.

Zur endgültigen Erfassung der Eichkurvenwerte erfolgten weitere acht Wiederholungen unter Berücksichtigung aller äußeren Einflüsse, die als potentielle Fehlerquellen denkbar waren:

1) Menge des Schmelzgutes:
   exaktes Auswägen von jeweils gleicher Menge Metall.

2) Anordnung des Schmelzgutes im Tiegel:
   jedes Mal gleiche räumliche Anordnung der Würfel.

   In diesem Zusammenhang sei auf folgendes verwiesen:

   Die Verwendung der Legierung in Form kleiner Kugeln würde eine gleichbleibende räumliche Anordnung im Gußtiegel erzwingen (Prinzip der dichtesten Kugelpackung).

   Durch diese Maßnahme wären Unregelmäßigkeiten der Durchwärmung, die durch unterschiedliche Lage des Rohmetalles im Feld verursacht werden, auszuschließen.

3) Kontrolle der Netzspannung auf Übereinstimmung mit dem Sollwert von 220 V.

4) Kontrolle der Netzfrequenz auf Einhaltung des Sollwertes von 50 Hz.

5) Die Schleuder wurde vor Benutzung im Rahmen einer Kundendienstwartung überprüft und eingestellt, um während des gesamten Versuchseinsatzes gleichbleibende Arbeitsweise zu gewährleisten. Es galt vor allem Reparaturen während des Untersuchungsprogramms zu vermeiden, da technische Änderungen meist mit veränderter Leistungsabgabe des Hochfrequenz-Teiles verbunden sind.

6) Beginn des erneuten Aufheizvorganges jeweils erst nach vollständiger Abkühlung des Schmelztiegels auf Umgebungstemperatur.

7) Wärmeverluste durch Konvektion und Wärmestrahlung waren als gleichbleibend anzunehmen und wurden deshalb nicht berücksichtigt.

3.5.1 Erstellung von Eichkurven zur Bestimmung der Temperatur der Schmelze in Abhängigkeit von der Aufheizzeit im Hochfrequenz-Wechselstromfeld (Abb. 5, Tab. 5).

Aufheizzeit (sec)	1.Messung °C	2.Messung °C	3.Messung °C	4.Messung °C	5.Messung °C	6.Messung °C	7.Messung °C	8.Messung °C	Mittelwert
14	655	667	674	673	685	687	698	702	680
16	762	776	795	791	814	807	818	813	797
18	884	900	896	918	941	916	927	927	913
20	995	1018	1021	1047	1061	1030	1051	1040	1033
22	1085	1101	1098	1127	1144	1122	1137	1127	1118
24	1178	1178	1174	1197	1227	1197	1207	1201	1195
26	1219	1238	1225	1254	1279	1259	1277	1263	1252
28	1258	1283	1275	1305	1320	1302	1314	1316	1297
30	1319	1338	1334	1350	1365	1359	1365	1357	1348
32	1378	1398	1389	1408	1403	1402	1407	1399	1398
34	1459	1459	1446	1468	1487	1458	1460	1466	1463
36	1530	1531	1527	1542	1550	1534	1535	1549	1537
38	1588	1595	1575	1607	1590	1587	1598	1598	1592
40	1635	1642	1642	1649	1645	1645	1655	1657	1646
42	1674	1695	1689	1699	1697	1697	1694	1698	1693

Tab. 5: Werte zur Ermittlung der Eichkurve

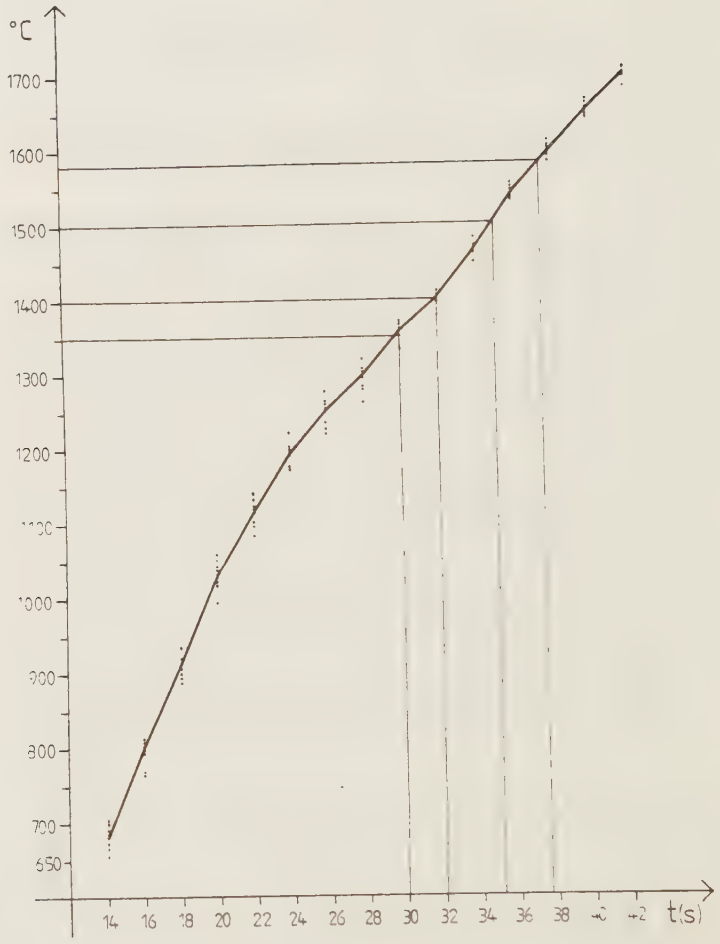


Abb. 5: Graphische Darstellung der Werte aus Tab. 5 und ermittelte Eichkurve

Resultierende Sollzeiten für die Auslösung des Gußvorganges; (in Sekunden nach Beginn der Aufheizung)

30 sec / 1348°C
32 sec / 1398°C
35 sec / 1500°C
37,5 sec / 1577°C

Entsprechend den Richtzeiten, die der Eichkurve entnommen wurden, löste eine elektrische Laborschaltuhr (Hauck Polychron) den Schleudervorgang aus.

3.5.2 Gußbedingungen

Die Versuche wurden in zwei Gruppen durchgeführt. In der ersten wurde die Vorwärmtemperatur der Muffeln allgemein gleich 1100°C gewählt. Die Güsse der zweiten Gruppe erfolgten in unterschiedlich hoch vorgewärmte Gußformen.

3.5.2.1 Gußbedingungen (Vorwärmtemperatur = 1100°C)

Temperatur der Schmelze (°C)	Abkühlbedingung	Probe Nr.
1350	Konvektion	5
1350	1,25 bar	6
1350	2,50 bar	7
1350	2,50 bar/H_2O(850°C)	8
1400	Konvektion	9
1400	1,25 bar	10
1400	2,50 bar	11
1400	2,50 bar/H_2O(850°C)	12
1500	Konvektion	13
1500	1,25 bar	14
1500	2,50 bar	15
1500	2,50 bar/H_2O(850°C)	16
1575	Konvektion	17
1575	1,25 bar	18
1575	2,50 bar	19
1575	2,50 bar/H_2O(850°C)	20

Tab. 6: Gußbedingungen (Vorwärmtemperatur 1100°C)

Zu 3.5.2.1

Wahl der Gußtemperatur der Schmelze bei gleichbleibender Vorwärmtemperatur von 1100°C:

1350°C: Guß unmittelbar nach Verflüssigung des Schmelzgutes

1400°C: vom Hersteller empfohlene Gießtemperatur

1500°C: Temperatur mittelmäßig überhitzter Schmelze

1575°C: stark überhitzte Schmelze; Beginn massiver Funkenentwicklung

Muffelabkühlbedingungen:

Konvektion: in der Zahntechnik übliche Verfahrensweise

1,25 bar: beschleunigte Abkühlung im Preßluftstrom

2,50 bar: beschleunigte Abkühlung im Preßluftstrom

2,50 bar/H_2O(850°C): beschleunigte Abkühlung im Preßluftstrom mit Abschrecken im Wasserbad nach Erreichen einer Temperatur der Muffel von 850°C.

3.5.2.2 Gußbedingungen (Abkühlbedingung allgemein 2,50 bar H_2O/850°C)

(°C) Vorwärmtemperatur	Temperatur der Schmelze (°C)	Probe Nr.
1050	1350	21
800	1500	22
850	1400	23
850	1500	24
900	1350	25
900	1500	26
900	1400	27
950	1350	28
950	1400	29
950	1500	30
1000	1350	31
1000	1400	32

Tab. 7: Gußbedingungen (Abkühlbedingungen allgemein 2,50 bar H_2O/850°C)

Zu 3.5.2.2

Kombination der Gußtemperaturen 1350°C, 1400°C und 1500°C mit unterschiedlichen Vorwärmtemperaturen, entsprechend Tabelle 7. Nach 10 Sekunden Rotation wurde die Gußvorrichtung durch Abbremsen zum Stillstand gebracht. Die Gußmuffel wurde sofort aus der Schleuder entnommen und nachdem der vorbeheizte Temperaturfühler in die Meßöffnung eingeführt war, unverzüglich den jeweiligen Abkühlbedingungen ausgesetzt.

Der Linearschreiber zeichnete hierbei den Temperaturverlauf kontinuierlich auf.

(Zum Abschrecken in Wasser mußte das Thermoelement entnommen werden.)

4 Eigene metallurgische Untersuchungen

Die für eine mikroskopische Untersuchung notwendige starke Vergrößerung bedingt eine sehr geringe Tiefenschärfe. Damit Oberflächenstrukturen im Schliff einheitlich scharf erscheinen, muß eine vollkommen ebene, polierte Schliffläche hergestellt werden.

4.1 Schliffpräparation

Zur besseren Handhabung bei der weiteren Bearbeitung und um Verformungen der Platinen zu vermeiden, mußten diese in die Oberfläche von Epoxyharz-Blöcken eingegossen werden. Die Prüfkörper wurden anschließend mit Siliziumkarbid-Papier laut nachstehender Tabelle (Tab. 8) auf rotierenden Plantellern unter Wasserkühlung oberflächenbehandelt.

Fepa-Papierbezeichnung (Maschen/Zoll)	220	320	500	800	1000	1200
Mittlere Korngröße in mm	65	46	30	21,8	18,3	15,1

Tab. 8: Zusammenhang zwischen Papierbezeichnung und mittlerer Korngröße in mm

Vor- und Feinpolitur erfolgten mit Diamantschleifpasten (Diamond Polishing Compound) auf rotierenden, anfangs mit Leinen, später mit Samt beschichteten Plantellern bei einer Drehzahl von 250 Umdrehungen pro Minute unter Alkoholschmierung (DP-Lubrikant blau) (Tab. 9).

Schlußpolitur erfolgte im Vibrationspolierautomaten auf Samttuch und "Wirtz Nr. 3" (Tonerde).

Vorpolieren:

15 mm Diamantschleifpaste (braun)	30 min	1000g Anpreßgewicht pro Probe

Polieren:

9 mm Diamantschleifpaste (gelb)	15 min	800g Anpreßgewicht pro Probe

Feinpolieren:

3 mm Diamantschleifpaste (grün)	10 min	400g Anpreßgewicht pro Probe
1 mm Diamantschleifpaste (blau)	5 min	200g Anpreßgewicht pro Probe

Vibrationsfeinpolitur

Tonerde Wirtz Nr. 3	2 Stunden

Tab. 9: Verwendete Schleifpasten bei der Politur; Belastung der Probe im Schleifautomaten in g; Dauer des Durchlaufs

Vor jedem Scheibenwechsel war eine Ultraschallreinigung im Alkoholbad notwendig, da sich in Poren des Co-Basis-Werkstoffes Diamantsplitter einlagern können, die beim Verschleppen auf feinere Tücher u.U. zu Kratzerbildung führen.

4.2 Vorbereitende Maßnahmen

Zur Bereitstellung von präparierten Materialproben mit optimaler Oberflächenbeschaffenheit war es notwendig, die Aufbewahrung, nach gründlicher Schlußreinigung im Ultraschallbad und anschließender Trocknung mit Alkohol und Heißluftstrom, in einem sogenannten Exsikkator vorzunehmen.

Hierbei handelt es sich um ein luftdicht abzuschließendes, evakuierbares Gefäß. In diesem stehen die Proben auf einem Glasrost mit darunterliegender stark hygroskopischer Salzfüllung. Auf diese Weise werden Verschmutzung und chemische Veränderung der Probenoberfläche durch atmosphärische Einflüsse weitestgehend vermieden.

4.3 Untersuchungen mit dem Auflichtmikroskop

Wegen der Lichtundurchlässigkeit metallurgischer Prüfobjekte üblicher Dicke müssen zur mikroskopischen Betrachtung Spezialgeräte verwendet werden. Bei diesen befindet sich die Lichtquelle seitlich der optischen Vorrichtung. Über einen halbdurchlässigen Spiegel wird das beleuchtende Licht in die optische Achse des Auflichtmikroskopes umgelenkt.

Zum Zweck der Hellfeldbetrachtung erfolgt der Lichtaustritt durch die Objektivlinse. Bedingt durch die Totalreflektion an glänzenden Oberflächen erscheinen dem Betrachter polierte Bereiche als helle Flächen.

4.3.1 Montage der Proben auf den Objektträgern des Mikroskops

Das verwendete Auflichtmikroskop der Firma Leitz, Typ Metallux, verfügt über einen Objektträgertisch mit Kreuzsupport. Diese ermöglicht eine feingetriebene Bewegung des zu untersuchenden Objektes in der Schärfenebene der Optik. Hierzu ist es notwendig, daß Proben mit großer Oberfläche planparallel zur Arbeitsebene des Objekttisches fixiert werden.

Unter Zuhilfenahme eines "Aufquetschgerätes" und einer bleitoten Knetmasse als Befestigungs- und Ausgleichsmaterial, wurden die Proben entsprechend den erwähnten Bedingungen auf den Objektträgern befestigt.

Ein unschätzbarer Vorteil dieses Verfahrens war die resultierende Möglichkeit, die gesamte Probenoberfläche ohne Verlust der eingestellten Schärfe abfahren zu können.

4.3.2 Kontrolle der präparierten Probenoberflächen

Nach jedem einzelnen Politurdurchlauf erfolgte eine lichtmikroskopische Zwischenkontrolle zur Aufdeckung eventuell verbliebener, noch zu beseitigender Schliffspuren der jeweils als Vorletzte verwendeten Schleifmittelkörnung. Ebenso galt es hierbei Überpolituren aufzudecken, d.h. Bereiche unverhältnismäßig starken Abtrags gegenüber benachbarter, höher bearbeitungsresistenter Flächenareale. Verursacht werden solche Erscheinungen durch übertrieben lange Bearbeitung, d.h. durch zu späten Übergang zur nächstfeineren Diamantschleifpaste.

Die negative Auswirkung besteht darin, daß die entstehende Reliefstruktur in "Tiefen" und "Erhabenheiten" den Bereich der optisch scharfen Abbildung verläßt.

4.3.3 Form und flächenmäßige Verteilung der Porositäten

Mit "Porositäten" sind alle Gefügelücken in Form von Mikrolunkern, Lunkern (Speisungsfehler), Gas- und Fremdkörpereinschlüsse gemeint (ARBENZ, H. 1979). Sie imponieren unter dem Auflichtmikroskop als dunkle, bis schwarze, kreisrund oder auch unregelmäßig begrenzte Strukturen.

Gasblasen sind im allgemeinen kreisrund, woraus jedoch nicht geschlossen werden kann, daß jede kreisrunde Pore auf diese Art der Entstehung zurückzuführen ist. In diesem Zusammenhang muß auch der mögliche Einschluß eines kugelförmigen Fremdstoffpartikels, wie z.B. Einbettmasse, in Erwägung gezogen werden. Im Metall eingeschlossene, feste Fremdkörper werden bei der Schliffpräparation im allgemeinen ausgebrochen oder durch die Ultraschallreinigung entfernt. Aus diesem Grund kann kein eindeutig differenzierbares lichtoptisches Erscheinungsbild erwartet werden.

Verbliebene, meist unregelmäßig begrenzte Festkörpereinschlüsse können durch spezielle Untersuchungsmethoden, wie z.B. der Eindruckhärtemessung oder der Mikrosonde, nachgewiesen und differenziert werden.

Die Platinen ließen bei makroskopischer Betrachtung im hochglanzpolierten Zustand meist keine Oberflächenstruktur erkennen. Sie stellten sich als gleichmäßig spiegelnd dar. In vereinzelten Fällen waren jedoch im schräg auffallenden Gegenlicht feine "Rauhigkeiten" wahrnehmbar.

Bei der Betrachtung mit dem Auflichtmikroskop zeigte sich, auf die Gesamtheit der Proben bezogen, eine starke Streuung hinsichtlich Zahl, Größe und Form der Gefügelücken (Abb. 6, 7 und 8).

Als systematische Besonderheit trat eine Änderung von Porenzahl und Porengröße in diagonaler Richtung hervor. Die grundlegende Tendenz manifestiert sich in abnehmender Größe und Anzahl von der Gußkanalansatzstelle zur gegenüberliegenden Platinenecke. (Abb. 9 bis 14).

Diese Tatsache läßt sich damit erklären, daß durch den Rotationsdruck die Schmelze beim Gießen zu der dem Gußkanal gegenüberliegenden Seite hin stärker verdichtet wird (höhere Drucksäule). Außerdem kühlt die am weitesten vom Wärmezentrum der Gußmuffel entfernt liegende Platinenecke als erstes und vor allem sehr rasch ab. Verdichtung und rasche Abkühlung führen im allgemeinen zu einer Verminderung der Porenzahl und einer Abnahme der Größe der Gefügelücken.

Teilweise war als überlagernde Erscheinung eine Porositätenanhäufung in der Mitte der Platinen feststellbar (Abb. 15 bis 20). Bei Probe 17 wurde eine Makropore vorgefunden (Abb. 21 und 22).

4.3.3.1 Fotografische Dokumentation

Das Leitz Auflichtmikroskop, Typ Metallux, verfügt über eine Montagevorrichtung zur Aufnahme eines speziellen Kleinbildkameragehäuses. Belichtungssteuerung und Filmtransport erfolgen automatisch. Verwendung fand das Dokumentenfilmmaterial Orthopan von Agfa Gaevert (Schwarz-weiß 25ASA, 36 Aufnahmen).
Filmentwickler Rodinal
Papier Ilfospeed 2.1 M

Die gesamte Bilddokumentation wurde im Hellfeld fotografiert.

Abb. 6 Gleichmäßig verteilte kleine Porositäten in der Oberfläche, Metallschliff ungeätzt, Platine 21, T_G = 1350°C, T_V = 1050°C, V = x 320

Abb. 7 Örtlich angehäufte Porositäten unterschiedlicher Größe in der Oberfläche, Metallschliff ungeätzt, Platine 29, T_G = 1400°C, T_V = 950°C, V = x 320

Abb. 8 Viele gleichmäßig verteilte große und kleine Porositäten, Metallschliff ungeätzt, Platine 14, T_G = 1500°C, T_V = 1100°C, V = x 320

Abb. 9 Örtlich angehäufte, entlang der Korngrenzen orientierte Porositäten (Bildmitte)
Metallschliff ungeätzt,
Platine 10, Gußkanalansatzstelle, V = x 320

Abb. 10 Örtlich angehäufte Porositäten in Platinenmitte, Metallschliff ungeätzt,
Platine 10, Platinenmitte, V = x 320

Abb. 11 Gleichmäßig verteilte Mikroporen in geringer Zahl, Metallschliff ungeätzt, Platine 10, dem Gußkanal gegenüberliegende Seite, V = x 320

Abb. 12 Örtlich angehäufte größere Poren,
Metallschliff ungeätzt,
Platine 15, Gußkanalansatzstelle, V = x 320

Abb. 13 Porositäten mittlerer Größe in zeilenförmiger
Anordnung, Metallschliff ungeätzt,
Platine 15, Platinenmitte, V = x 320

Abb. 14 Gleichmäßig verteilte Mikroporositäten,
Metallschliff ungeätzt,
Platine 15, dem Gußkanal gegenüber-
liegende Seite,
V = x 320

Abb. 15 Vereinzelte Mikroporositäten,
Metallschliff ungeätzt,
Platine 20, Gußkanalansatzstelle, V = x 320

Abb. 16 Inselförmig zusammengelagerte Porositäten
größerer Ausdehnung im Bild rechts oben,
Metallschliff ungeätzt,
Platine 20, Platinenmitte, V = x 320

Abb. 17 Unregelmäßig verteilte Mikroporen unterschiedlicher Größe, Metallschliff ungeätzt, Platine 20, dem Gußkanal gegenüberliegende Seite, V = x 320

Abb. 18 Gleichmäßig verteilte Poren unterschiedlicher Größe, Metallschliff ungeätzt, Platine 19, Gußkanalansatzstelle, V = x 320

Abb. 19 Inselförmig angehäufte Porositäten, in Zeilen angeordnet, Metallschliff ungeätzt, Platine 19, Platinenmitte, V = x 320

Abb. 20 Mikroporen in gleichmäßiger Verteilung,
Metallschliff ungeätzt,
Platine 19, dem Gußkanal gegenüberliegende
Seite, V = x 320

Abb. 21 Platine 17, Metallschliff ungeätzt, V = x 320

Abb. 22 Platine 17, Metallschliff ungeätzt, V = x 640

Abb. 21 und 22 zeigen einen auffallend großen Hohlraum oder Einschluß.

4.4 Untersuchung der Gußproben mit Hilfe der elektronischen Bildanalyse

4.4.1 Verfahrensweise und vorbereitende Maßnahmen

Das elektronische Bildanalysegerät der Firma Kontron besteht aus einem Auflichtmikroskop der Firma Zeiss mit angebauter Bildaufzeichnungsröhre der Firma Bosch. Elektronisch angekoppelt ist dieses System an eine Kleinrechenanlage. Der Objektträgertisch der lichtoptischen Vorrichtung kann mit Hilfe von Servomotoren rechnergesteuert in zwei Raumrichtungen in 1/10 µm-Schritten bewegt werden. Um ein Verlassen der Schärfeebene zu vermeiden, wurde die konstruktiv gegebene Möglichkeit der Autofokusierung verwendet. Die meanderförmige Abtastung der Meßfläche in 12 x 20 Schritten ergab eine aus 240 Einzelfeldern bestehende Auswertungsfläche der Größe 14,82 mm x 7,69 mm. Der nicht erfaßte Randbereich der Platinen (Größe 20 mm x 10 mm) war nötig, um sicherzustellen, daß ausschließlich Platinenoberfläche ausgewertet wurde.

Die Messung erfolgte

a) flächenspezifisch

b) objektspezifisch.

Basierend auf beiden Untersuchungen wurden vom Computer folgende statistische Ergebnisse ermittelt und ausgedruckt:

1) "Classification List of Area%":

   a) prozentualer Anteil der Porenanschnittflächensumme an der Gesamtmeßfläche;

   b) jeweilige Zahl der Meßfelder und deren prozentualer Anteil der Porenschnittflächensumme in Zuordnung zu Klassen, geordnet nach prozentualem Flächenanteil der Porenflächensumme an der Meßfeldfläche;

   c) graphische Darstellung zu b).

2) "Classification List of Area":

   a) Gesamtzahl der Poren in der Auswertungsfläche (240 Meßfelder);
   mittlere Porenanschnittfläche;

   b) Zuordnung der Poren nach Zahl und prozentualem Anteil zu 10 Klassen;

   c) graphische Darstellung zu b).

Zur Montage der - entsprechend Punkt 4.1 durch Politur vorbereiteten - Proben auf dem Scanning-Tisch (Objektträgertisch mit Servomotoren) kam das unter 4.3.1 beschriebene Aufquetschverfahren zur Anwendung. Die Kanten der Platinen waren hierbei präzise parallel zu den Transportrichtungen des Scanners auszurichten.

4.4.2 Ergebnisse der Bildanalyse

Im Folgenden wird ein repräsentativer Querschnitt der vom Computer ermittelten Statistik in Tabellen und Graphiken wiedergegeben. Werte, die hier nicht aufgeführt werden, sind den Darstellungen im Rahmen der Auswertung zu entnehmen (Abb. 23 bis Abb. 28).

Erklärung der in den Computerausdrucken verwendeten Begriffe:

1) CLASSIFICATION LIST OF AREA%
(Flächenspezifische Auswertung)

IDENT.NO	durchlaufende Numerierung der Proben
REV.3.0	Revisionsnummer der Software (programminterne Größe)
CHANNEL	benutzter Meßkanal
COUNTS	Anzahl der Meßfelder (gleichbleibend 240)
MEAN	prozentualer Anteil der Porenanschnittflächensumme an der Gesamtmeßfläche
MODUL	programminterne Größe
SD	Standardabweichung
UNDERFLOW	Zahl der Meßfelder, die im Meßergebnis niedriger als Klasse 1 liegen
OVERFLOW	Zahl der Meßfelder, die im Meßergebnis über Klasse 20 liegen
MEDIANCLASS	Klasse, die den durchschnittlichen Flächenanteil repräsentiert
CLASS	Unterteilung in 20 Klassen
FROM - TO	Grenzen der Klassen in Flächenprozent
ABS	"absolute frequency"; Anzahl der klassenzugehörigen Meßfelder (Counts)

REL	"relative"; prozentualer Anteil der Poren dieser Meßfelder an der gesamten Porenanschnittfläche

zugehöriges Diagramm:

L.BOUND	untere Grenze des Erfassungsbereiches "Klasse 1"
U.BOUND	obere Grenze des Erfassungsbereiches "Klasse 20"
ABS.FREQUENCY	graphische Wiedergabe von ABS
AREA%	Einteilung des Erfassungsbereiches in 20 Unterbereiche (Klassen)

2) CLASSIFICATION LIST OF AREA:
(Objektspezifische Auswertung)

zu 1) abweichende Bezeichnungen:

COUNTS	Gesamtzahl der registrierten Poren
MEAN	mittlere Porenanschnittfläche in µm²
MEDIANCLASS	Klasse jener Poren, die den größten prozentualen Flächenanteil an der Porenanschnittflächensumme ausmachen
CLASS	Unterteilung in 10 Größenklassen
FROM - TO	unterer Grenzwert in µm² - oberer Grenzwert in µm²

ABS	"absolute frequenzy" Zahl der Counts pro Klasse
REL	relativer Anteil (in Prozent) der klassenzugehörigen Poren an der Gesamtporenzahl

zugehöriges Diagramm:

ABS.FREQUENCY	vgl. ABS
AREA	Aufteilung des Erfassungsbereiches in 10 Klassen

4.4.3 Ergebnisse der elektronischen Bildanalyse

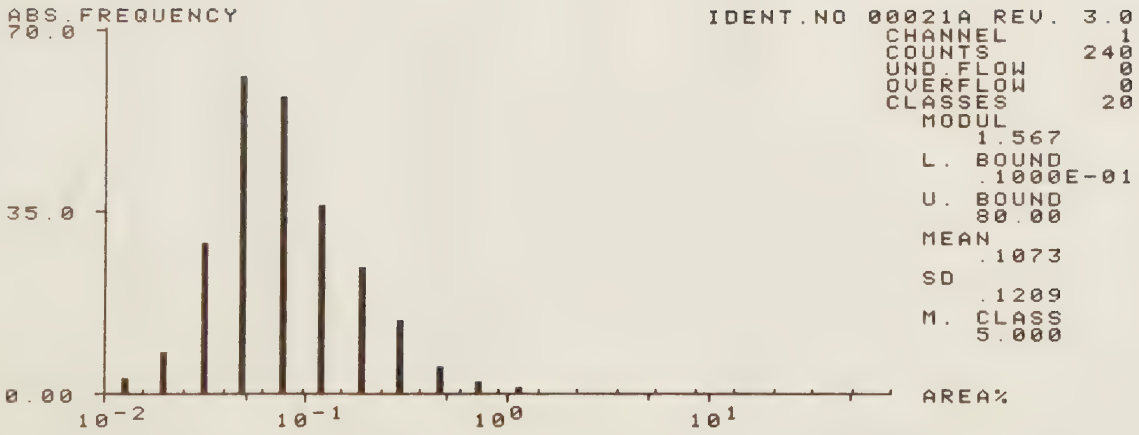
IDENT.NO 00021A REV. 3.0
CLASSIFICATION LIST OF AREA%

UNDERFLOW 0 OVERFLOW 0

COUNTS: 240
MODUL: 1.567

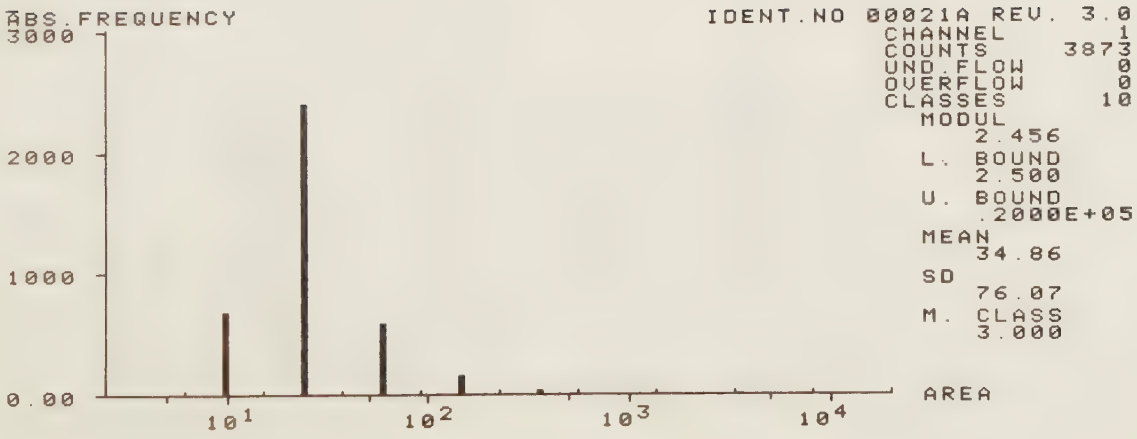
CHANNEL: 1
MEAN: .1073
SD: .1209
MEDIANCLASS: 5

CLASS	FROM	TO	ABS	REL	
1	.1000E-01	.1567E-01	3	1.250	%
2	.1567E-01	.2456E-01	8	3.333	%
3	.2456E-01	.3850E-01	29	12.08	%
4	.3850E-01	.6034E-01	61	25.42	%
5	.6034E-01	.9457E-01	57	23.75	%
6	.9457E-01	.1482	36	15.00	%
7	.1482	.2323	24	10.000	%
8	.2323	.3641	14	5.833	%
9	.3641	.5707	5	2.083	%
10	.5707	.8944	2	.8333	%
11	.8944	1.402	1	.4167	%
12	1.402	2.197	0	0.000	%
13	2.197	3.444	0	0.000	%
14	3.444	5.397	0	0.000	%
15	5.397	8.459	0	0.000	%
16	8.459	13.26	0	0.000	%
17	13.26	20.78	0	0.000	%
18	20.78	32.57	0	0.000	%
19	32.57	51.04	0	0.000	%
20	51.04	80.00	0	0.000	%


ABS.FREQUENCY
70.0
35.0
0.00
10-2
10-1
100
101
IDENT.NO 00021A REV. 3.0
CHANNEL 1
COUNTS 240
UND.FLOW 0
OVERFLOW 0
CLASSES 20
MODUL
1.567
L. BOUND
.1000E-01
U. BOUND
80.00
MEAN
.1073
SD
.1209
M. CLASS
5.000
AREA%

IDENT.NO 00021A REV. 3.0 CHANNEL: 1
CLASSIFICATION LIST OF AREA COUNTS: 3873 MEAN: 34.86
MODUL: 2.456 SD: 76.07
UNDERFLOW 0 OVERFLOW 0 MEDIANCLASS: 3

CLASS	FROM	TO	ABS	REL	
1	2.500	6.141	0	0.000	%
2	6.141	15.09	680	17.56	%
3	15.09	37.06	2401	61.99	%
4	37.06	91.03	592	15.29	%
5	91.03	223.6	161	4.157	%
6	223.6	549.3	31	.8004	%
7	549.3	1349.	6	.1549	%
8	1349.	3314.	2	.5164E-01	%
9	3314.	8142.	0	0.000	%
10	8142.	.2000E+05	0	0.000	%


ABS.FREQUENCY
3000
2000
1000
0.00
10^1
10^2
10^3
10^4
AREA
IDENT.NO 00021A REV. 3.0
CHANNEL 1
COUNTS 3873
UND.FLOW 0
OVERFLOW 0
CLASSES 10
MODUL
2.456
L. BOUND
2.500
U. BOUND
.2000E+05
MEAN
34.86
SD
76.07
M. CLASS
3.000

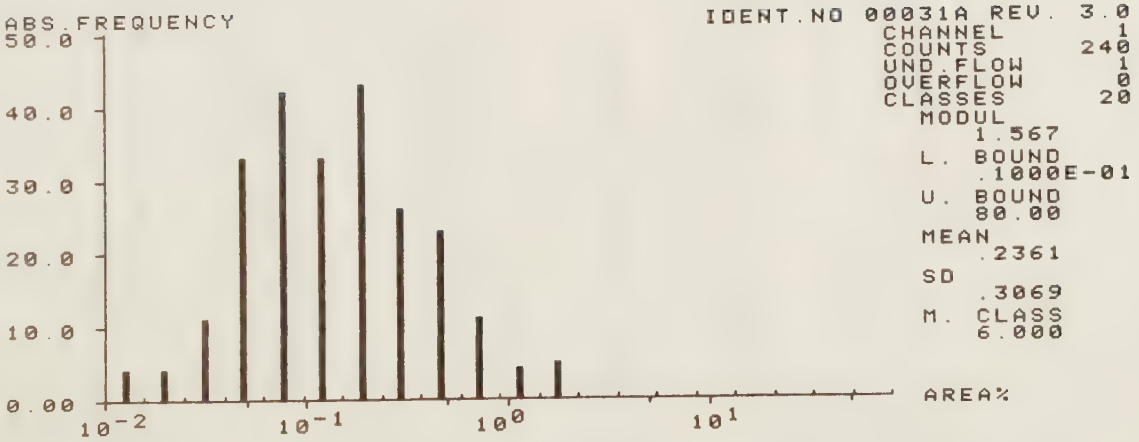
IDENT.NO 00031A REV. 3.0 CHANNEL: 1

CLASSIFICATION LIST OF AREA% COUNTS: 240 MEAN: .2361

MODUL: 1.567 SD: .3069

UNDERFLOW 1 OVERFLOW 0 MEDIANCLASS: 6

CLASS	FROM	TO	ABS	REL	
1	.1000E-01	.1567E-01	4	1.667	%
2	.1567E-01	.2456E-01	4	1.667	%
3	.2456E-01	.3850E-01	11	4.583	%
4	.3850E-01	.6034E-01	33	13.75	%
5	.6034E-01	.9457E-01	42	17.50	%
6	.9457E-01	.1482	33	13.75	%
7	.1482	.2323	43	17.92	%
8	.2323	.3641	26	10.83	%
9	.3641	.5707	23	9.583	%
10	.5707	.8944	11	4.583	%
11	.8944	1.402	4	1.667	%
12	1.402	2.197	5	2.083	%
13	2.197	3.444	0	0.000	%
14	3.444	5.397	0	0.000	%
15	5.397	8.459	0	0.000	%
16	8.459	13.26	0	0.000	%
17	13.26	20.78	0	0.000	%
18	20.78	32.57	0	0.000	%
19	32.57	51.04	0	0.000	%
20	51.04	80.00	0	0.000	%


ABS.FREQUENCY
50.0
40.0
30.0
20.0
10.0
0.00
10^-2
10^-1
10^0
10^1
IDENT.NO 00031A REV. 3.0
CHANNEL 1
COUNTS 240
UND.FLOW 1
OVERFLOW 0
CLASSES 20
MODUL
1.567
L. BOUND
.1000E-01
U. BOUND
80.00
MEAN
.2361
SD
.3069
M. CLASS
6.000
AREA%

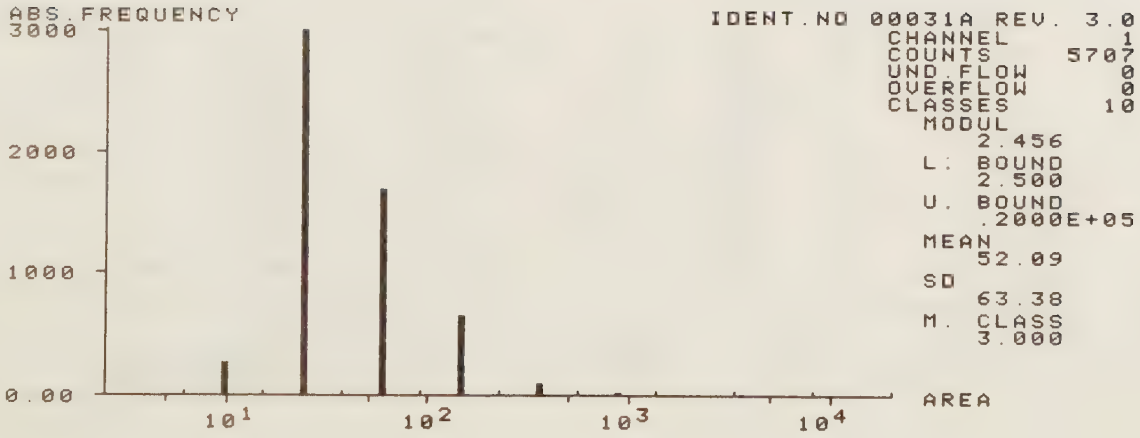
IDENT.NO 00031A REV. 3.0 CHANNEL: 1

CLASSIFICATION LIST OF AREA COUNTS: 5707 MEAN: 52.09

MODUL: 2.456 SD: 63.38

UNDERFLOW 0 OVERFLOW 0 MEDIANCLASS: 3

CLASS	FROM	TO	ABS	REL	
1	2.500	6.141	0	0.000	%
2	6.141	15.09	266	4.661	%
3	15.09	37.06	2996	52.50	%
4	37.06	91.03	1693	29.67	%
5	91.03	223.6	650	11.39	%
6	223.6	549.3	86	1.507	%
7	549.3	1349.	15	.2628	%
8	1349.	3314.	1	.1752E-01	%
9	3314.	8142.	0	0.000	%
10	8142.	.2000E+05	0	0.000	%


ABS.FREQUENCY
3000
2000
1000
0.00
10¹
10²
10³
10⁴
AREA
IDENT.NO 00031A REV. 3.0
CHANNEL 1
COUNTS 5707
UND.FLOW 0
OVERFLOW 0
CLASSES 10
MODUL
2.456
L. BOUND
2.500
U. BOUND
.2000E+05
MEAN
52.09
SD
63.38
M. CLASS
3.000

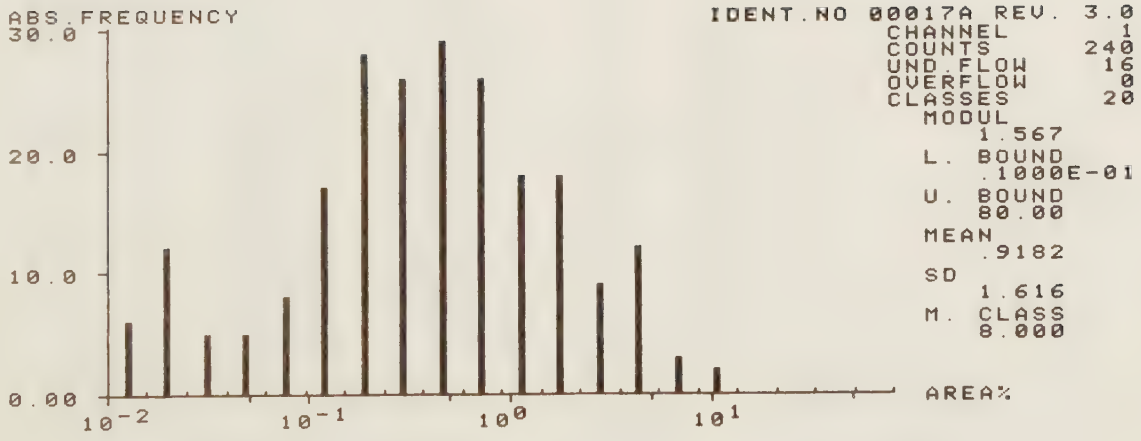
IDENT.NO 00017A REV. 3.0 CHANNEL: 1

CLASSIFICATION LIST OF AREA% COUNTS: 240 MEAN: .9182

MODUL: 1.567 SD: 1.616

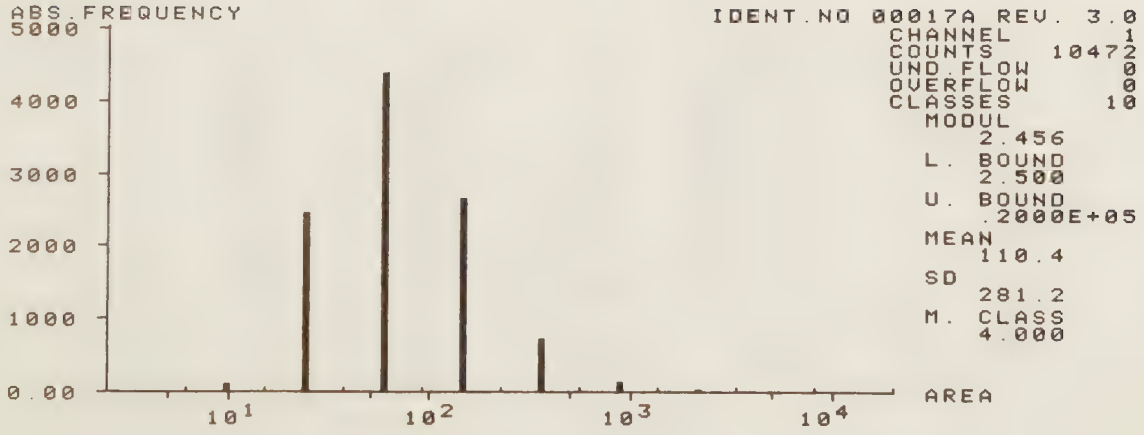
UNDERFLOW 16 OVERFLOW 0 MEDIANCLASS: 8

CLASS	FROM	TO	ABS	REL	
1	.1000E-01	.1567E-01	6	2.500	%
2	.1567E-01	.2456E-01	12	5.000	%
3	.2456E-01	.3850E-01	5	2.083	%
4	.3850E-01	.6034E-01	5	2.083	%
5	.6034E-01	.9457E-01	8	3.333	%
6	.9457E-01	.1482	17	7.083	%
7	.1482	.2323	28	11.67	%
8	.2323	.3641	26	10.83	%
9	.3641	.5707	29	12.08	%
10	.5707	.8944	26	10.83	%
11	.8944	1.402	18	7.500	%
12	1.402	2.197	18	7.500	%
13	2.197	3.444	9	3.750	%
14	3.444	5.397	12	5.000	%
15	5.397	8.459	3	1.250	%
16	8.459	13.26	2	.8333	%
17	13.26	20.78	0	0.000	%
18	20.78	32.57	0	0.000	%
19	32.57	51.04	0	0.000	%
20	51.04	80.00	0	0.000	%


ABS.FREQUENCY
30.0
20.0
10.0
0.00
10^-2
10^-1
10^0
10^1
IDENT.NO 00017A REV. 3.0
CHANNEL 1
COUNTS 240
UND.FLOW 16
OVERFLOW 0
CLASSES 20
MODUL
1.567
L. BOUND
.1000E-01
U. BOUND
80.00
MEAN
.9182
SD
1.616
M. CLASS
8.000
AREA%

IDENT.NO 00017A REV. 3.0 CHANNEL: 1
CLASSIFICATION LIST OF AREA COUNTS: 10472 MEAN: 110.4
MODUL: 2.456 SD: 281.2
UNDERFLOW 0 OVERFLOW 0 MEDIANCLASS: 4

CLASS	FROM	TO	ABS	REL
1	2.500	6.141	0	0.000 %
2	6.141	15.09	103	.9836 %
3	15.09	37.06	2445	23.35 %
4	37.06	91.03	4374	41.77 %
5	91.03	223.6	2664	25.44 %
6	223.6	549.3	713	6.809 %
7	549.3	1349.	131	1.251 %
8	1349.	3314.	35	.3342 %
9	3314.	8142.	4	.3820E-01 %
10	8142.	.2000E+05	3	.2865E-01 %


ABS.FREQUENCY
5000
4000
3000
2000
1000
0.00
10^1
10^2
10^3
10^4
AREA
IDENT.NO 00017A REV. 3.0
CHANNEL 1
COUNTS 10472
UND.FLOW 0
OVERFLOW 0
CLASSES 10
MODUL
2.456
L. BOUND
2.500
U. BOUND
.2000E+05
MEAN
110.4
SD
281.2
M. CLASS
4.000

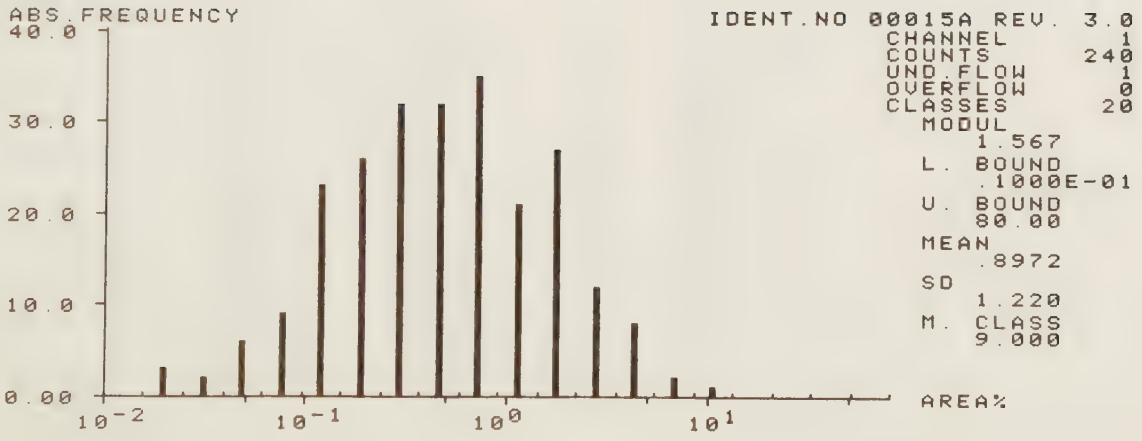
IDENT.NO 00015A REV. 3.0 CHANNEL: 1

CLASSIFICATION LIST OF AREA% COUNTS: 240 MEAN: .8972

MODUL: 1.567 SD: 1.220

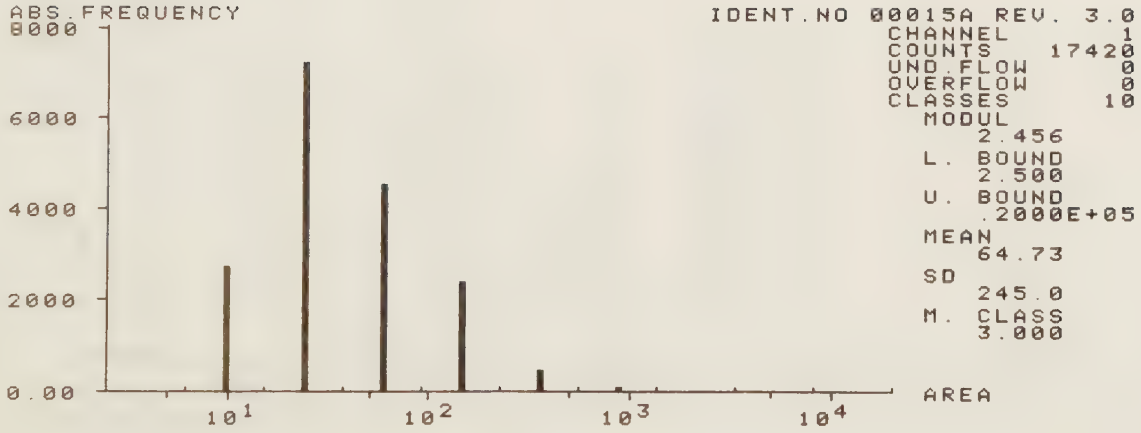
UNDERFLOW 1 OVERFLOW 0 MEDIANCLASS: 9

CLASS	FROM	TO	ABS	REL	
1	.1000E-01	.1567E-01	0	0.000	%
2	.1567E-01	.2456E-01	3	1.250	%
3	.2456E-01	.3850E-01	2	.8333	%
4	.3850E-01	.6034E-01	6	2.500	%
5	.6034E-01	.9457E-01	9	3.750	%
6	.9457E-01	.1482	23	9.583	%
7	.1482	.2323	26	10.83	%
8	.2323	.3641	32	13.33	%
9	.3641	.5707	32	13.33	%
10	.5707	.8944	35	14.58	%
11	.8944	1.402	21	8.750	%
12	1.402	2.197	27	11.25	%
13	2.197	3.444	12	5.000	%
14	3.444	5.397	8	3.333	%
15	5.397	8.459	2	.8333	%
16	8.459	13.26	1	.4167	%
17	13.26	20.78	0	0.000	%
18	20.78	32.57	0	0.000	%
19	32.57	51.04	0	0.000	%
20	51.04	80.00	0	0.000	%


ABS. FREQUENCY
40.0
30.0
20.0
10.0
0.00
10^-2
10^-1
10^0
10^1
IDENT.NO 00015A REV. 3.0
CHANNEL 1
COUNTS 240
UND.FLOW 1
OVERFLOW 0
CLASSES 20
MODUL
1.567
L. BOUND
.1000E-01
U. BOUND
80.00
MEAN
.8972
SD
1.220
M. CLASS
9.000
AREA%

IDENT.NO 00015A REV. 3.0 CHANNEL: 1
CLASSIFICATION LIST OF AREA COUNTS: 17420 MEAN: 64.73
MODUL: 2.456 SD: 245.0
UNDERFLOW 0 OVERFLOW 0 MEDIANCLASS: 3

CLASS	FROM	TO	ABS	REL	
1	2.500	6.141	0	0.000	%
2	6.141	15.09	2705	15.53	%
3	15.09	37.06	7223	41.46	%
4	37.06	91.03	4555	26.15	%
5	91.03	223.6	2372	13.62	%
6	223.6	549.3	457	2.623	%
7	549.3	1349.	76	.4363	%
8	1349.	3314.	16	.9185E-01	%
9	3314.	8142.	12	.6889E-01	%
10	8142.	.2000E+05	4	.2296E-01	%


ABS.FREQUENCY
8000
6000
4000
2000
0.00
10^1
10^2
10^3
10^4
AREA
IDENT.NO 00015A REV. 3.0
CHANNEL 1
COUNTS 17420
UND.FLOW 0
OVERFLOW 0
CLASSES 10
MODUL
2.456
L. BOUND
2.500
U. BOUND
.2000E+05
MEAN
64.73
SD
245.0
M. CLASS
3.000

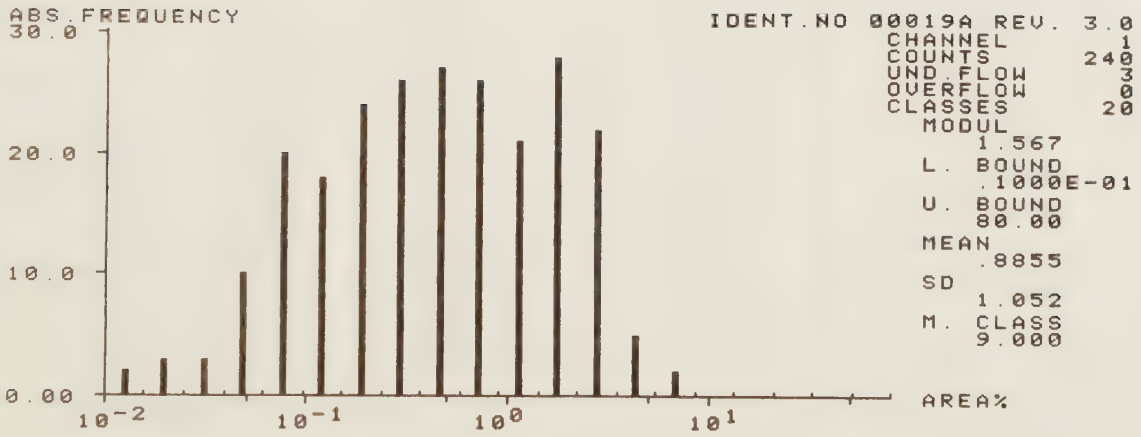
IDENT.NO 00019A REV. 3.0 CHANNEL: 1

CLASSIFICATION LIST OF AREA% COUNTS: 240 MEAN: .8855

MODUL: 1.567 SD: 1.052

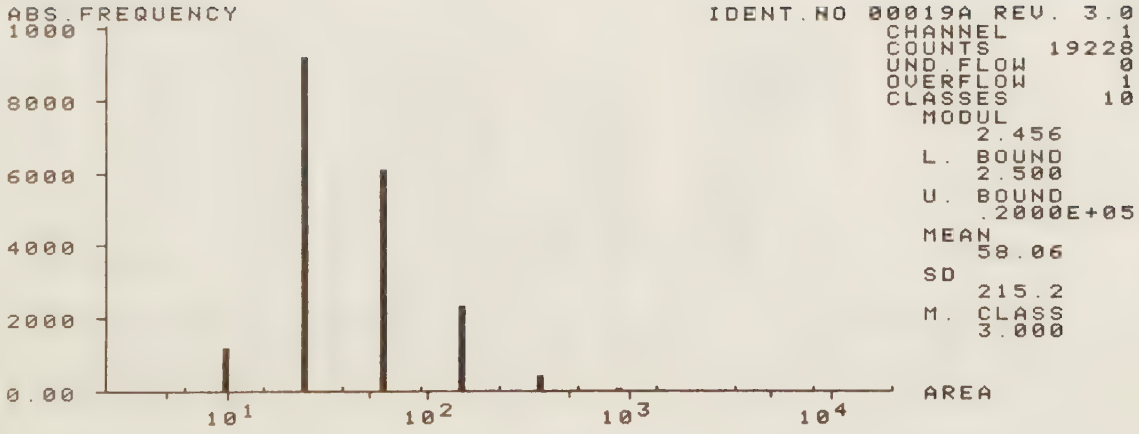
UNDERFLOW 3 OVERFLOW 0 MEDIANCLASS: 9

CLASS	FROM	TO	ABS	REL	
1	.1000E-01	.1567E-01	2	.8333	%
2	.1567E-01	.2456E-01	3	1.250	%
3	.2456E-01	.3850E-01	3	1.250	%
4	.3850E-01	.6034E-01	10	4.167	%
5	.6034E-01	.9457E-01	20	8.333	%
6	.9457E-01	.1482	18	7.500	%
7	.1482	.2323	24	10.000	%
8	.2323	.3641	26	10.83	%
9	.3641	.5707	27	11.25	%
10	.5707	.8944	26	10.83	%
11	.8944	1.402	21	8.750	%
12	1.402	2.197	28	11.67	%
13	2.197	3.444	22	9.167	%
14	3.444	5.397	5	2.083	%
15	5.397	8.459	2	.8333	%
16	8.459	13.26	0	0.000	%
17	13.26	20.78	0	0.000	%
18	20.78	32.57	0	0.000	%
19	32.57	51.04	0	0.000	%
20	51.04	80.00	0	0.000	%


ABS.FREQUENCY
30.0
20.0
10.0
0.00
10^-2
10^-1
10^0
10^1
IDENT.NO 00019A REV. 3.0
CHANNEL 1
COUNTS 240
UND.FLOW 3
OVERFLOW 0
CLASSES 20
MODUL
1.567
L. BOUND
.1000E-01
U. BOUND
80.00
MEAN
.8855
SD
1.052
M. CLASS
9.000
AREA%

IDENT.NO 00019A REV. 3.0 CHANNEL: 1
CLASSIFICATION LIST OF AREA COUNTS: 19228 MEAN: 58.06
MODUL: 2.456 SD: 215.2
UNDERFLOW 0 OVERFLOW 1 MEDIANCLASS: 3

CLASS	FROM	TO	ABS	REL	
1	2.500	6.141	0	0.000	%
2	6.141	15.09	1199	6.236	%
3	15.09	37.06	9167	47.68	%
4	37.06	91.03	6064	31.54	%
5	91.03	223.6	2322	12.08	%
6	223.6	549.3	418	2.174	%
7	549.3	1349.	45	.2340	%
8	1349.	3314.	8	.4161E-01	%
9	3314.	8142.	3	.1560E-01	%
10	8142.	.2000E+05	1	.5201E-02	%


ABS.FREQUENCY
1000
8000
6000
4000
2000
0.00
10^1
10^2
10^3
10^4
AREA
IDENT.NO 00019A REV. 3.0
CHANNEL 1
COUNTS 19228
UND.FLOW 0
OVERFLOW 1
CLASSES 10
MODUL
2.456
L. BOUND
2.500
U. BOUND
.2000E+05
MEAN
58.06
SD
215.2
M. CLASS
3.000

Prozentualer Anteil der Porenanschnitt-
flächensumme an der Gesamtmeßfläche

Flächenanteil(%)	Probe Nr.	Flächenanteil(%)	Probe Nr.
0,42	5	0,11	21
0,33	6	0,70	22
1,83	7	0,29	23
0,76	8	0,83	24
0,80	9	3,10	25
	10	0,63	26
0,32	11	0,33	27
0,34	12	0,79	29
0,51	13	0,71	30
0,62	14	0,24	31
0,90	15	1,28	32
0,64	16		
0,92	17		
0,47	18		
0,89	19		
0,44	20		

Tab. 12: Prozentualer Anteil der Porenanschnitt-
flächensumme an der Gesamtmeßfläche bei
den Proben 5 - 32

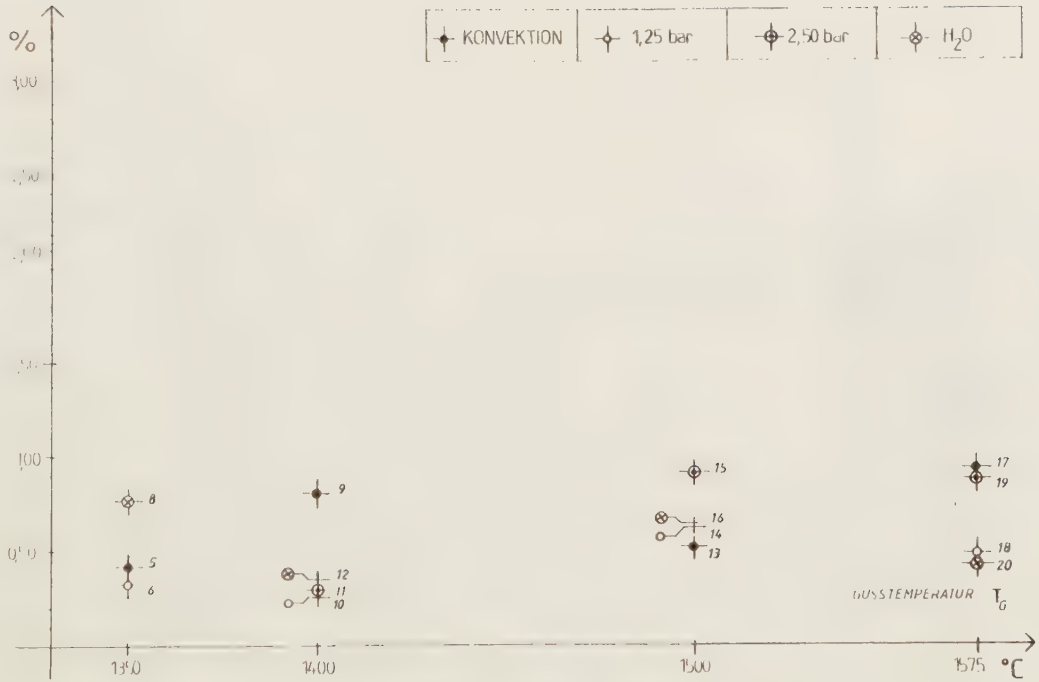


Abb. 23: Korrelation des prozentualen Anteils der Porenanschnittflächensumme an der Gesamtmeßfläche, der Gußtemperatur und der Abkühlbedingungen

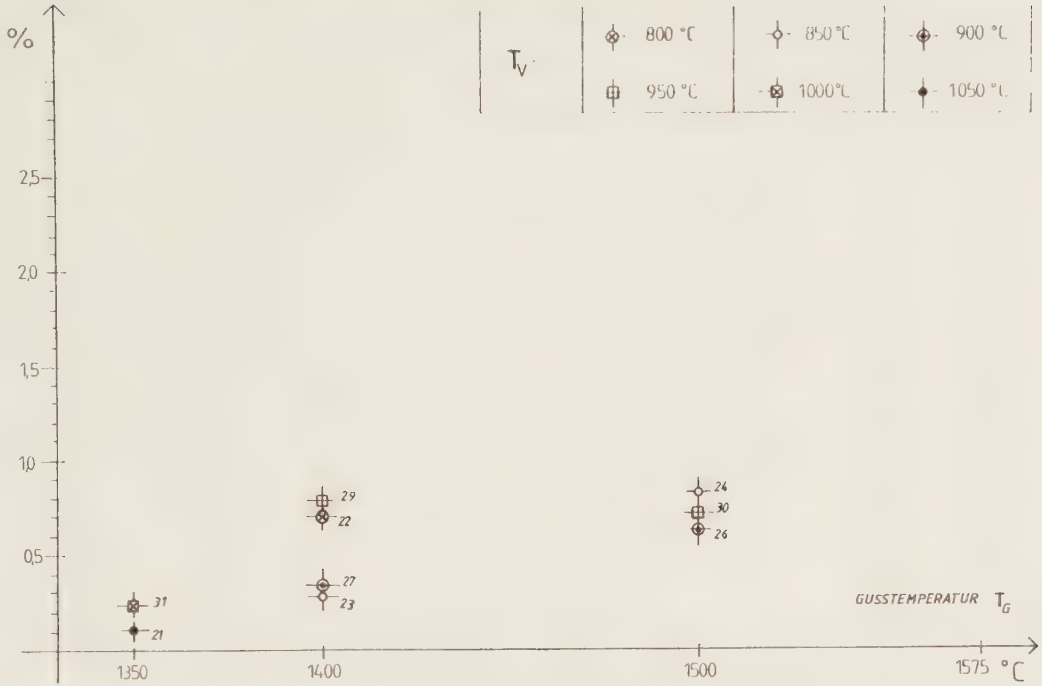


Abb. 24: Korrelation des prozentualen Anteils der Porenanschnittflächensumme an der Gesamtmeßfläche, der Gußtemperatur und der Vorwärmtemperatur

Mittlere Anschnittfläche der Poren

Fläche(µm²)	Probe Nr.	Fläche(µm²)	Probe Nr.
78,04	5	34,86	21
45,14	6	65,27	22
74,29	7	64,79	23
63,96	8	75,98	24
71,42	9	Fehlmessung	25
	10	77,23	26
59,13	11	54,94	27
55,10	12	100,80	29
73,83	13	87,46	30
79,29	14	52,09	31
64,73	15	79,63	32
110,20	16		
110,40	17		
64,91	18		
58,06	19		
91,95	20		

Tab. 13: Mittlere Anschnittfläche der Poren bei den Proben 5 - 32

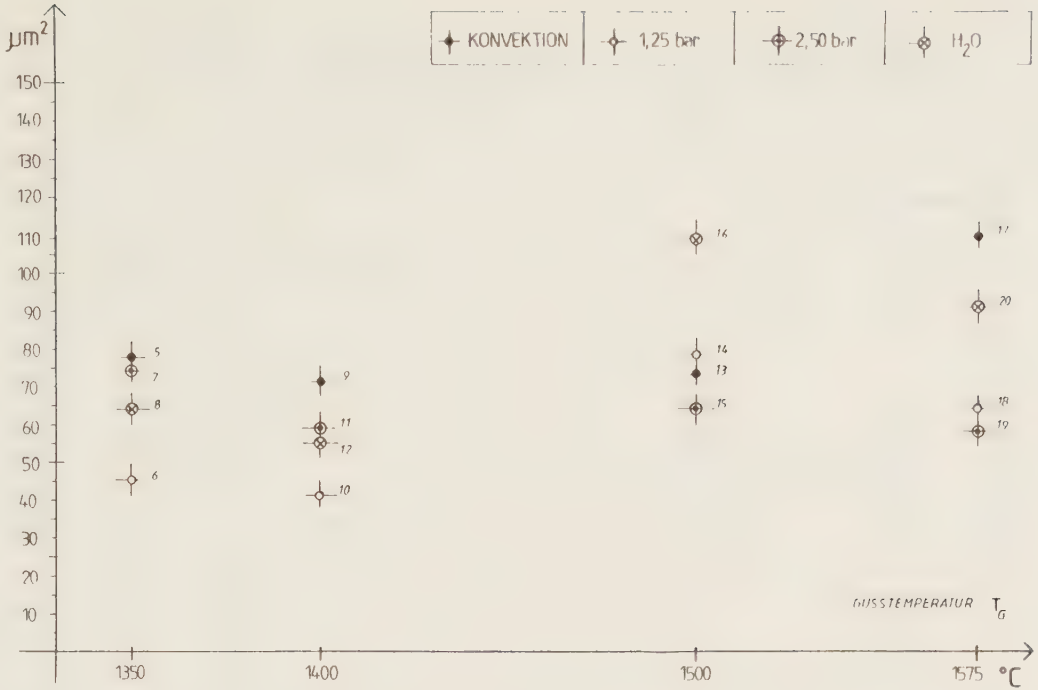


Abb. 25: Korrelation der mittleren Anschnittfläche der Poren, der Gußtemperatur und der Abkühlbedingungen

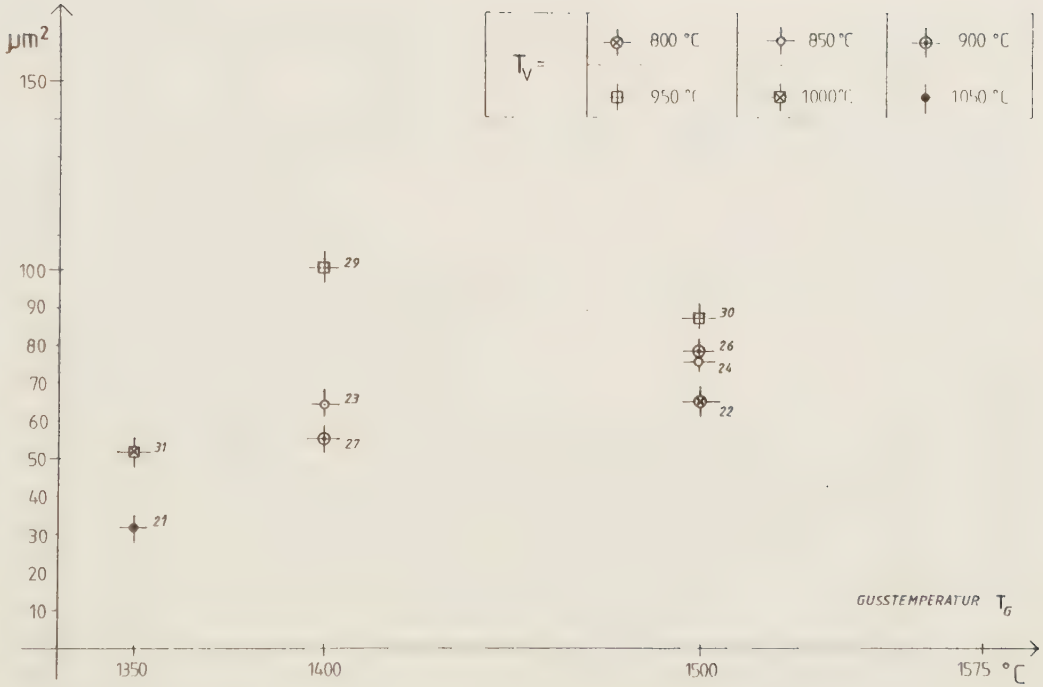


Abb. 26: Korrelation der mittleren Anschnittfläche der Poren, der Gußtemperatur und der Vorwärmtemperatur

Gesamtzahl der Poren in der Meßfläche

Counts	Probe Nr.	Counts	Probe Nr.
6748	5	3873	21
9294	6	13521	22
31028	7	5710	23
15043	8	13807	24
14092	9	Fehlmessung	25
	10	9846	26
6835	11	7660	27
7695	12	9890	29
8727	13	10201	30
9871	14	5707	31
17420	15	20225	32
7297	16		
10472	17		
9106	18		
19228	19		
6019	20		

Tab. 14: Gesamtzahl der Poren in der Meßfläche bei den Proben 5 - 32

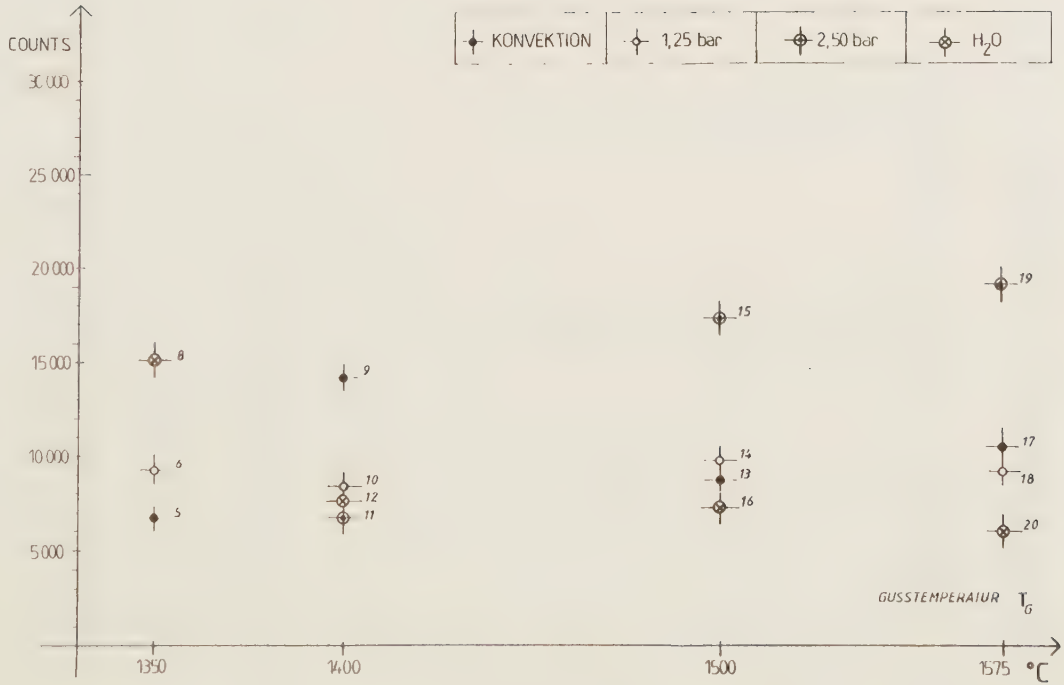


Abb. 27: Korrelation der Gesamtzahl der Poren pro Meßfläche, der Gußtemperatur und der Abkühlbedingungen

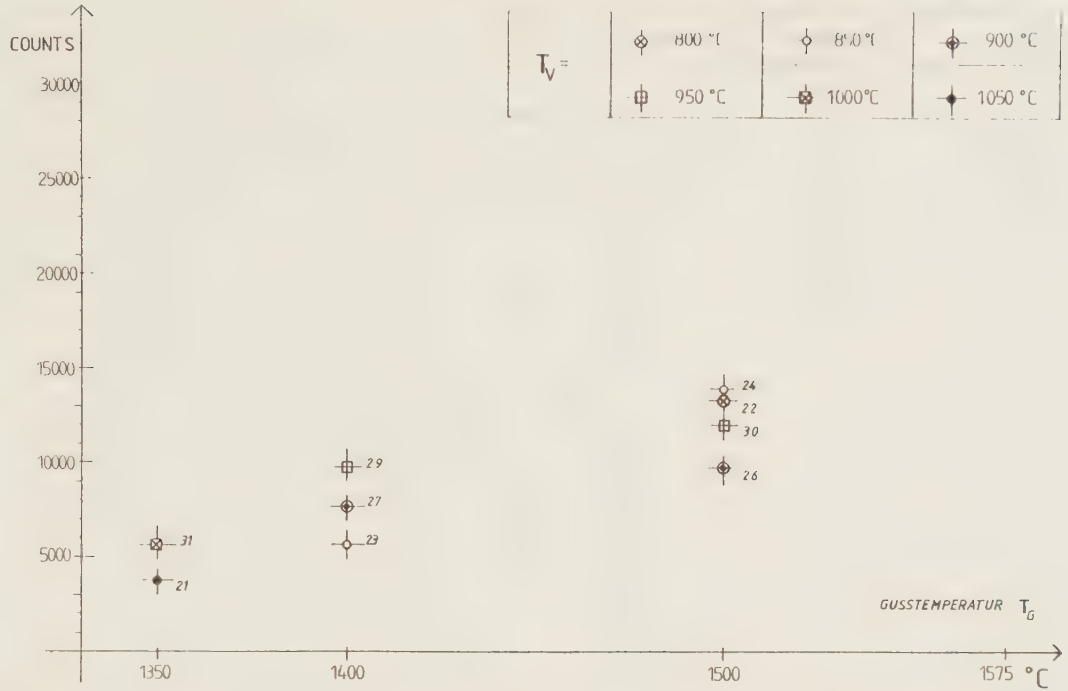


Abb. 28: Korrelation der Gesamtzahl der Poren pro Meßfläche, der Gußtemperatur und der Vorwärmtemperatur

5 Auswertung der Ergebnisse

Die Auswertung des lichtoptischen und elektronisch-bildanalytischen Teils wird getrennt abgehandelt.

5.1 Auswertung des lichtmikroskopischen Teiles

Die besten Ergebnisse auf Grund einer rein visuellen Beurteilung zeigten jene Proben, die bei einer Vorwärmtemperatur von max. 850°C bis 1050°C und einer Temperatur der Schmelze von 1350°C bis max. 1400°C gegossen worden waren.

Temperatur der Schmelze	Vorwärmtemperatur	Probe Nr.
1350°C	1050°C	21
1350°C	1000°C	31
1400°C	850°C	23

Tab. 15: Gußbedingungen der Proben 21, 31 und 23

Aus den Wertepaaren der Tab. 15 ist ersichtlich, daß sich die Temperaturwerte für Vorwärmung und Schmelze gegenläufig kompensatorisch verhalten.

Platinen, deren Oberfläche sehr wenig Porositäten beinhalten, die also ein angestrebtes "optimal gutes" Ergebnis aufweisen, wurden alle bei niedrigen Temperaturen (1350°C und 1400°C) der Schmelze in eine relativ gering vorgeheizte Muffel (850°C bis 1050°C) gegossen. Ebenso zeigten die bei 1350°C in eine auf 1100°C vorgewärmte Form gegossenen Proben ein ähnliches Resultat.

Weniger gute Ergebnisse wiesen die Güsse auf, die bei 1400°C Schmelztemperatur in 1100°C heiße Gußformen zentrifugiert wurden.

Augenfällig schlechte Platinen bezüglich der Porositäten waren bei Schmelztemperaturen von 1500°C und 1575°C und gleichbleibender Vorwärmtemperatur von 1100°C zu beobachten (besser waren Proben, die bei 1500°C und nicht so stark vorgewärmten Muffeln, von 800°C bis 950°C, gegossen wurden).

Daraus läßt sich folgender Schluß ziehen:

Eine höhere Gußtemperatur hatte im untersuchten Gut die Bildung von zahlreichen und großen Poren zur Folge. Dies ist darauf zurückzuführen, daß sich die einstellende Mischtemperatur von Muffel und Schmelze bei "heißerem Guß" zu höheren Werten bewegt. Hieraus folgt eine längere Verweildauer der Legierung in der flüssigen Phase mit entsprechend verlangsamtem Erstarrungsprozeß. Es ist bewiesen, daß die Lunker kleiner und besser verteilt sind, wenn das Metall schneller erstarrt (KNISCHEWSKI 1975).

In Konsequenz dessen muß der Guß direkt am Liquiduspunkt, oder nur wenig darüber, ausgelöst werden. Eine auf 850°C - 1050°C vorgewärmte Gußform ermöglichte optimale Ergebnisse gemäß der lichtmikroskopischen Beurteilung. Als Ergebnis bezüglich der Aufgabenstellung heißt dies, den Guß direkt am Liquiduspunkt bzw. nur wenig darüber auszulösen und in eine auf Werte zwischen 850°C und 1050°C vorgewärmte Gußform zu gießen, um (bei rein lichtoptischen Untersuchungsverfahren) optimale Ergebnisse zu erhalten.

Die bei einigen der überprüften Platinen festgestellte Neigung zur "zentralen" Anhäufung von Mikrolunkern ist auf den Wärmeeinfluß von Seite der umgebenden Metallmasse zurückzuführen (Platine und Gußkanal). Auf Grund des flächenhaft ausgedehnten Gußobjektes breitet sich in der umgebenden Einbettmasse, nach Einschießen der Schmelze, ein durch den Aufheizeffekt des flüssigen Metalls bedingtes Wärmereservoir mit Zentrum in der Mitte der Platinendiagonalen aus. Dies kann zur Folge haben, daß der Wärmespeichereffekt des Gußkanals nicht mehr dominiert. Das Prüfobjekt erleidet hinsichtlich der Nachspeisung eine Abschnürung vom noch flüssigen Gußkanal durch bereits erstarrtes Metall. Die zentrale Restinsel der Schmelze in der Platinenmitte ist somit in vollem Umfang der lunkerverursachenden Erstarrungskontraktion ausgesetzt.

Als Hinweis darauf sind die beobachteten, radial zum Zentrum ausgerichteten Dendritenstämme zu betrachten. Als für Schwindungslunker typische Begleiterscheinung ist in diesen Arealen darüber hinaus festzustellen, daß sich die Gefügelücken in ihrer räumlichen Anordnung an der Struktur der Dendritenbäume orientieren (Abb. 29).

Abb. 29 Zeilenartige Anordnung von Mikroporositäten, die dem Gefüge folgen, Metallschliff ungeätzt, Platine 12, Platinenmitte, V = x 320

Der in einem Fall vorgefundene Makrolunker (Abb. 21, 22) erwies sich nach lichtmikroskopischer Verdachtsdiagnose "Festkörpereinschluß" auf Grund einer Eindruckhärtemessung nach Vickers als hochfestes, sprödes Material mit Werten im Bereich des 2 1/2-fachen der Meßergebnisse der Legierung in unmittelbarer Umgebung (Tab. 16).

Festkörpereinschluß	$1097^{kp}/mm^2$
Metall	$420^{kp}/mm^2$

Tab. 16: Durchgeführte Härteprüfung nach Vickers

Auf Grund einer eigenen dendritischen Feinstruktur der Einschlüsse, ohne erkennbaren Zusammenhang mit dem umgebenden Metallgefüge, muß in Anbetracht der außerordentlich hohen Härte angenommen werden, daß es sich um eine oxidische Verbindung mit Metalleinschlüssen handelt (Schlackenreste!).

Wegen der geringen Häufigkeit im Rahmen der Gesamtuntersuchung war diesen Erscheinungen keine nennenswerte Bedeutung zuzumessen.

5.2 Auswertung der elektronischen Bildanalyse

Wie aus Abb. 23, 24 ersichtlich, zeigt sich bei höherer Temperatur der Schmelze die Tendenz zur Ausbildung eines flächenbezogen erhöhten Porenanteils. Parallel hierzu ist eine Zunahme der mittleren Schnittfläche sowie der absoluten Anzahl der Poren festzustellen (Abb. 25 bis 28).

Die besten Resultate hinsichtlich der eben genannten Kriterien waren bei einer Vorwärmtemperatur T_V der Muffel im Bereich zwischen 1000°C bis 1050°C und einer Gußtemperatur T_G von 1350°C zu beobachten.

Platine 21 T_V : 1050°C
prozentualer Flächenanteil der Porositäten: 0,11 %
Gesamtzahl der Poren: 3873
mittlere Porenanschnittfläche 34,86 µm²

Platine 31 T_V : 1000°C
prozentualer Flächenanteil der Porositäten: 0,24 %
Gesamtzahl der Poren: 5707
mittlere Porenanschnittfläche 52,09 µm²

Zum Vergleich sei darauf hingewiesen, daß unter "ungünstigen Bedingungen" die Werte für Porenanschnittflächensumme und Porengesamtzahl im Versuch bis zum 5-6fachen angestiegen sind.

Platine 19 T_V : 1100°C
prozentualer Flächenanteil der Porositäten: 0,89 %
Gesamtzahl der Poren: 19228
mittlere Porenanschnittfläche: 58,06 µm²

Platine 15 T_V : 1100°C
prozentualer Flächenanteil der Porositäten: 0,90 %
Gesamtzahl der Poren: 17420
mittlere Porenanschnittfläche: 64,73 µm²

Platine 17 T_V : 1100°C
prozentualer Flächenanteil der Porositäten: 0,92 %
Gesamtzahl der Poren: 10472
mittlere Porenanschnittfläche: 110,40 µm²

Im Gegensatz hierzu war es nicht möglich, unter Berücksichtigung der unterschiedlich gewählten äußeren Abkühlbedingungen einen systematischen Zusammenhang mit den erzielten Ergebnissen herzustellen. Dies ist mit großer Wahrscheinlichkeit darauf zurückzuführen, daß die entscheidenden Abkühlphasen mit relevantem Einfluß auf die Gefügeregelmäßigkeiten in ihrer zeitlichen Ausdehnung die Verweildauer der Gußform während und nach dem Schleudervorgang nicht überschreitet. Alle porenbildenden Prozesse sind somit bei Entnahme der Muffel aus der Hochfrequenzgußvorrichtung bereits abgeschlossen und durch Variation der anschließenden exogenen Abkühlung nicht mehr beeinflußbar.

Als zwangsläufige Konsequenz stellt sich die Vorwärmtemperatur der Gußform als wirkungsvollstes Mittel zur Steuerung der Erstarrungsgeschwindigkeit dar. Dies korreliert mit den Ergebnissen sowohl der lichtoptischen als auch der elektronisch-bildanalytischen Untersuchungen, wobei die Tatsache der erhöhten Porenbildung auf Grund unnötig stark überhitzter Schmelze als bereits empirisch belegt betrachtet werden kann. Bei höheren Temperaturen nimmt das Lösungsvermögen flüssiger Metalle gegenüber Gasen stark zu.

Zu entsprechenden Ergebnissen führten auch Untersuchungen bezüglich der metallurgischen Struktur an einer CoCrMo-Implantatlegierung (MEUSSGEIER 1983).

Zusammenfassend kann als Voraussetzung für einen Guß mit nur wenigen und kleinen Poren (vereinzelte Mikroporositäten) eine Vorwärmtemperatur im Bereich zwischen 1000°C und 1050°C und eine Temperatur der Schmelze möglichst nahe am Liquiduspunkt der Legierung gesehen werden.

Vermieden werden sollte auf jeden Fall ein Aufschmelzen des Metalls über jenes Maß hinaus, das ein einwandfreies Ausfließen der Hohlform gewährleistet. Ohnehin läßt sich das gute Fließvermögen der Kobalt-Chrom-Molybdän-Legierung knapp über 1350°C durch weiteres Aufheizen nicht nennenswert verbessern.

Um die Zeitspanne zu verlängern, während der sich die Schmelze im flüssigen Zustand befindet, ist es ratsamer, die Temperatur der Muffel im genannten Rahmen zu erhöhen. Keinesfalls sollte hierbei jedoch die obere Grenze von 1050°C überschritten werden.

Bei Implantaten aus CoCrMo-Legierungen können alle Formen von Porositäten die mechanischen und Korrosions-Eigenschaften des Allenthesenwerkstoffes ungünstig beeinflussen. Dies besonders dann, wenn die Pore eine in der Oberfläche liegende Öffnung besitzt. Hieraus können Schwierigkeiten in Form gestörter Passivschichten, daraus resultierender Lochfraßkorrosion, eventueller Materialbrüche und des weiten Bereiches unerwünschter Gewebereaktionen entstehen (DIELERT 1982, 1983).

Durch Implantate mit wenigen, kleinen und regelmäßig verteilten Mikroporositäten kann die Gefahr der Korrosion stark reduziert werden. Die durchgeführten Untersuchungen zeigten, daß es durch richtig angewandte Gußtechnik möglich ist, Gaseinschlüsse und Schwindungslunker weitgehend zu vermeiden.

6 Zusammenfassung

Untersucht wurde der Einfluß von Vorwärmtemperatur der Gußform, Temperatur der Schmelze und unterschiedlicher Abkühlbedingungen auf die oberflächliche Ausbildung von Gefügelücken (Poren, Lunker, Einschlüsse) bei Verarbeitung einer, nach ASTM-Norm F54-T für implantologische Zwecke zugelassenen, Cobalt-Chrom-Molybdän-Legierung im Hochfrequenz-Schleuderguß-verfahren unter Schutzgasatmosphäre. Zur Herstellung des Probengutes in Form von Platinen (10 mm x 20 mm x 1 mm) fand die Legierung Wironium^{R} der Firma Bego Verwendung.

Nach metallurgischer Präparation durch Schleifen und Polieren erfolgten lichtoptische und elektronisch-bildanalytische Oberflächenbeurteilungen.

Als Kriterien wurden herangezogen:

a) Form und flächenmäßige Verteilung der Porositäten;

b) Gesamtzahl der Poren pro Fläche;

c) prozentualer Flächenanteil der Porenanschnittflächen an der Gesamtmeßfläche;

d) mittlere Porenanschnittfläche.

Die besten Resultate wurden bei Temperatur der Schmelze (T_G) direkt am Liquiduspunkt erzielt. Mit steigender T_G konnte eine Vervielfachung der Werte für Porenzahl und prozentualem Anteil der Porenanschnittflächensumme an der Gesamtmeßfläche festgestellt werden. Als Optimum für die Vorwärmung der Gußform ergaben sich 1000°C. Der tolerable Bereich für gußtechnische Problemfälle (extrem dünne Gußstücke) erstreckt sich bis 1050°C.

Die untersuchten exogenen Abkühlbedingungen, die von reiner Konvektion bis zum Abschrecken im Wasserbad reichten, haben keinen positiven Einfluß auf die Oberflächenqualität des Gußobjektes.

Hieraus darf jedoch nicht der Schluß gezogen werden,daß die beschleunigte Abkühlung im Wasserbad zur Verringerung des Zeitaufwandes unbedenklich einsetzbar sei. Bei Gußkörpern größeren Volumens muß die Möglichkeit der Entstehung von Abschreckrissen in Betracht gezogen werden. Hinsichtlich der Benutzung eines Preßluftgebläses zum Zweck der Verkürzung einer langen Abkühlphase haben sich keine Bedenken erhoben.

LITERATURVERZEICHNIS

ARBENZ, H.	Bericht Nr. 44 des Fachausschusses Leichtmetallguß im Verein Deutscher Gießereifachleute, Gießerei 66 (1979), Nr. 19, 17. September
ARBENZ, H.	"Qualitätsbeschreibung von Aluminiumgußstücken anhand von Gefügemerkmalen", Bericht Nr. 44 des Fachausschusses Leichtmetallguß im Verein Deutscher Gießereifachleute, 1982, 27.7., S. 704 ff
ASTM-Kartei	American Society for Testing Materials, 1916 Race St., Philadelphia 3, Pa., USA, 1980
BECKERT, M. KLEMM, H.	Handbuch der metallurgischen Ätzverfahren, Leipzig 1962
CAPENER, N.	Lancet, 1956, S. 1107
COHEN, J.	J. Bone Surg., 1962, Nr. 44 A, S. 307
DIELERT, E.	"Die Gewebebelastung durch Korrosionsprodukte bei Implantaten", München 1981, Habilitationsschrift
DIELERT, E.	Der Einfluß der sichtbaren biologischen Reaktionen des Implantatlagers auf den quantitativen Anfall von Korrosionsprodukten, Fortschr. Kiefer- u. Gesichtschir., Thieme, Stuttgart, 1983

DIELERT, E.
FUNK, N.
Risikominderung bei metallischen Unterkieferallenthesen, Dtsch. Z. Mund-Kiefer-Gesichts-Chir. 7,72, 1983

DIELERT, E.
Korrosive Zerfallprodukte von Osteosynthese-Platten - Mikroanalytische Untersuchungen, Fortschr. Med. 100, 470, 1982

DIELERT, E.
MILACHOWSKI, K.
SCHRAMEL, P.
Die Bedeutung der legierungsspezifischen Elemente Eisen, Kobalt, Chrom und Nickel für die aseptische Lockerung von Hüftgelenkstotalendoprothesen, Z. Orthop. 121,58, 1983

DIELERT, E.
Nachweis der Korrosionsprodukte im Lagergewebe von Unterkieferresektionsplatten, Zahnärztliche Prax. 34,15, 1983

DIELERT, E.
WINTER, W.
SCHRAMEL, P.
Biochemical and histological investigations in the ambient tissue of metallic implants, Trace Element-Analytical Chemestry in Medicine and Biology, Vol.2, Walter de Gruyter & Co, Berlin, New York, 1983

DIELERT, E.
SCHINKO, I.
HAMM, G.
Zum Einsatz des Elektronenstrahls beim Identifizieren korrosiver Zerfallsprodukte von Osteosyntheseplatten in biologischem Material, Dtsch. Z. Mund-Kiefer-Gesichts-Chir. 5, 159-178, 1981

DOMKE
Werkstoffkunde und Werkstoffprüfung Verlag W. Girardet-Essen, 1971

EICHNER, K.
"Zahnärztliche Werkstoffe und ihre Verarbeitung", Dr. Alfred Hüthig Verlag, Heidelberg, 1974

ENGLER, S.
WOITHE, H.
"Gießverfahren und Gußgefüge", Gießerei Institut der Rheinisch-Westfälischen Technischen Hochschule Aachen

FEURER, U. WUNDERLIN, R.	DGM Fachber. Nr. 38, Oberursel 1977
FISCHMEISTER, H. ARZT, E.	"Charakterisierung der Korngröße von Metallen", Institut für Metallkunde und Werkstoffkunde, Montan-Universität Leoben
FLEMINGS, M.C. und Mitarbeiter	Effects of solidification variables on ingot structure AMC Contract Rep. No. DA 19 020 ORD 5706 (A) 122 S Mass. Inst. of Technology Cambridge, Mass., 1966
FRANK, E. ZITTER, H.	"Metallurgische Implantate in der Knochenchirurgie", Springer Verlag Wien, New York, 1971
FUCHS (1981)	Vortrag von Z. M. PFANNENSTIEL, 1982, 8. Jahrestagung "Deutsche Technologie"
GLAS, D.	Untersuchungen des Kristallwachstums an Aluminium- und Kobaltlegierungen-Messung von Kristallisationskenngrößen, Diplomarbeit, Lehrstuhl für Metallurgie und Metallkunde der TU München, 1978
GUMMICH, M.	"Über die Korrosion an Implantaten" Berlin 1967, Dissertation
HENRICHS, L. HIELSCHER, U.	Metall 28, 1975 Nr. 3, S. 281/84
HOFMANN, J.	"Aktivierungsanalytische Untersuchungen über die Auswirkung der Korrosion von Implantaten aus Eisen- und Kobaltbasis-Legierungen auf den menschlichen und tierischen Organismus", Köln 1981, Dissertation

IVANS, V. R.	"An Introduction to metal Corrosion", Edward Arnold
JACOBS, H. G.	"Zur Entwicklung der enossalen Implantologie", Zahnärztliche Mitteilungen, Jahrgang 69, 1979, S. 254-255
JEFFRIES, Z.	Chem. Met. Eng. 18, 1918, S. 185
KAESCHE, H.	"Die Korrosion der Metalle", Springer Verlag
KATTAMIS, T. Z. und Mitarbeiter	Trans. metallurg. Soc. AIME 239, 1967, S. 1504/11
KNISCHEWSKI, RAU	"Werkstoffkunde: Metalle", Verlag Neuer Merkur GmbH, 1975
KRÜGER, E.	"Operationslehre für Zahnärzte" Quintessenz Verlags-GmbH, Berlin, Chicago, Rio de Janeiro und Tokio, 1982
LAING, P.G.	J. Bone Surg. 1958, Nr. 40 A, S. 853, BECHTOL, C. O., FERGUSON, A. B., LAING, P. G. Metals and Engineering in Bone and Joint, Surgery, S. 46-126, Baltimore 1959, The Williams and Wilkins Company
LAING, P. G.	"The Journal of Bone and Joint Surgery", Vol. 40 A (1958) 853/69
MEUSSGEIER, W.	Gußtechnische Versuche und Strukturanalysen an einer Co-Cr-Mo-Implantatlegierung, München 1983, Dissertation
RAPATZ, F.	"Die Edelstähle", 5. Auflage Berlin, Göttingen, Heidelberg, 1962
RO RO RO	Technikerlexikon
RUNNE, H. J. MORITZ, H.	Zbl. Chir., 1961, S. 2341

RUNNE, H. J.
MORITZ, H.
"Korrosionsschäden und Metallosen nach Osteosynthesen", Zentralblatt für Chirurgie 1961, Heft 45

SCALES, J. T.
WINTER, G.D.
SHIRLEY, H. T.
J. Bone Surg., 1959, Nr. 41 B, S. 810

SCHUSTER, J.
"Metallurgische Probleme in der Knochenchirurgie", Münchener Medizinische Wochenschrift, Jahrgang 36, 1970, S. 1590-1594

STAHL-EINSATZ-LISTE
des VDEh 430-66 (Nichtrostende Stähle und Legierungen für medizinische Zwecke)

STÖR, O.
Chirurg, 1943, Nr. 15, S. 313

STRAUMANN, F.
STEINMANN, S.
Langenbecks Arch. klin. Chirurgie, 1963

STRAUMANN, F.
STEINMANN, S.
Technik der operativen Frakturenbehandlung, Berlin, Göttingen, Heidelberg 1963, Springer Verlag

STÜWE
"Einführung in die Werkstoffkunde", Bi-Verlag

TOFAUTE, W.
"Die nichtrostenden und säurebeständigen Stähle und Legierungen in der Zahnheilkunde und der Chirurgie", Technische Mitteilungen Krupp Werks-Bericht, Jahrgang 20, 1962, Heft 4, S. 181-190

TOFAUTE, W.
Technische Mitteilungen Krupp, Band 11, 1956, Nr. 3, S. 54-59

TOFAUTE, W.
Techn. Mitt.Krupp, Werks-Bericht 1962, Nr. 20, S. 181

UHLIG, H. H. MEARS, R. B.	UHLIG, H. H. The Corrosion Handbook, S. 20, New York: John Wiley and Sons Inc., London: Chapman and Hall Ltd., 1948
UHLIG, H. H.	The Corrosion Handbook New York: John Wiley and Sons Inc., London: Chapman and Hall Ltd., 1948
UHLIG, H. H. WULFF, J.	Techn. Publ. Nr. 1050 Metals Techn. 6 (1939) Nr. 1
WEIKART, P.	Werkstoffkunde für Zahnärzte, Hanser Verlag 1966
WINKLER, C.	Zbl. Chir. 1952, S. 665
WRIGHT, J. K. AXON, H. J.	J. Bone Surg., 1956, Nr. 38 B, S. 745
VENABLE, C. S. STUCK, W. G.	J. Bone Surg., 1948, Nr. 30 A, S. 247
VEREIN DEUTSCHER EISENHÜTTENLEUTE	Stahl-Einsatz-Liste 430-65, 1965

DANKSAGUNG

An dieser Stelle möchte ich mich bei Herrn Prof. Dr. Dr. D. Schlegel für das Interesse bedanken, das er bei Erstellung dieser Arbeit stets gezeigt hat.

Seinem Oberarzt Prof. Dr. Dr. E. Dielert gilt mein Dank für die freundliche Überlassung des Themas, vor allem aber für die intensive Unterstützung und die freundliche und ständige Beratung bei der Bearbeitung.

Herr R. Meier vom Institut für Metallurgie und Werkstoffkunde der Bundeswehrhochschule München-Neubiberg (Direktor Prof. Dr. Ing. K. Heckel), ist mir durch sein Entgegenkommen und seinen fachlichen Beistand mit Rat und Geräten immer zur Seite gestanden.

Diese Arbeit wurde von der Firma BEGO (Bremer Golschlägerei) unterstützt, die das Rohmetall Wironium^{R} sowie die gußtechnischen Materialien und Hilfsmittel zur Verfügung stellte.

LEBENSLAUF

Am 10. Mai 1953 wurde ich, Ludwig Bauer, in Passau als Sohn des Dr. med. dent. Anton Bauer und dessen Frau Erna, geb. Huber, geboren.

Nach 5 Jahren Volksschule und 9 Jahren Gymnasium legte ich 1973 in Passau das Abitur ab.

Von Januar 1974 bis Juni 1975 leistete ich meinen Wehrdienst in Passau ab.

Nach diesem Zeitpunkt erlernte ich bis Herbst 1977 das Zahntechniker-Handwerk und legte im Februar 1978 in Regensburg die Gesellenprüfung ab.

Seit November 1978 studiere ich in München Zahnmedizin.